

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**ESTUDO DO EFEITO DE TRATAMENTOS E REVESTIMENTOS
SUPERFICIAIS NA VIDA DE FERRAMENTAS DE CONFORMAÇÃO
MECÂNICA À FRIO**

**DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL
DE SANTA CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE
MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

CÁSSIO AURÉLIO SUSKI

FLORIANÓPOLIS, OUTUBRO DE 2004

**ESTUDO DO EFEITO DE TRATAMENTOS E REVESTIMENTOS
SUPERFICIAIS NA VIDA DE FERRAMENTAS DE CONFORMAÇÃO
MECÂNICA À FRIO**

CÁSSIO AURÉLIO SUSKI

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE

MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS E APROVADA EM SUA
FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

CARLOS AUGUSTO SILVA DE OLIVEIRA, DSc. – ORIENTADOR

ALEXANDRE LAGO, Dr.Ret.Nat. - COORDENADOR DO CURSO

BANCA EXAMINADORA

AUGUSTO JOSÉ DE ALMEIDA BUSCHINELLI, Dr.Ing.. - PRESIDENTE

ANA MARIA MALISKA, Dra.Eng.

PEDRO AMEDEO NANNETTI BERNARDINI, Dr.Eng.

RODRIGO LIMA STOETERAU, Dr.Eng.

A meus pais
Pedro Paulo e Lira Lourdes

A meus irmãos
Roque e Natália

A meus amigos

A Humanidade

AGRADECIMENTOS

Desejo expressar meus sinceros agradecimentos às seguintes pessoas:

- . Ao Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, pela sua orientação, incentivo, apoio e dedicação, decisivos para realização deste trabalho;
- . À Profª Ana Maria Maliska, pelo incentivo e suporte;
- . À Blufix Ind. & Com. Ltda, pela generosidade e prestação durante o desenvolvimento deste trabalho;
- . Ao Eng. Daniel A. Yuhara e ao Sr. Noel Alves Rodrigues, pela sua valiosa cooperação na execução de revestimentos superficiais;
- . Aos alunos Cristiano Binder, Paulo Gustavo e ao doutorando Fábio Antônio Xavier, pela grande ajuda prestada;
- . A todos aqueles que, de algum modo, colaboraram para que este trabalho pudesse chegar a bom termo.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	x
RESUMO.....	xi
ABSTRACT.....	xii
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA E FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	3
2.1 Histórico.....	3
2.2 Desgaste e atrito.....	4
2.3 Classificação dos processos de desgaste.....	6
2.4 Tribosistema.....	9
2.5 Mecanismos de desgaste.....	10
2.5.1 Adesão.....	12
2.5.2 Abrasão.....	17
2.5.3 Fadiga.....	20
2.5.4 Reação triboquímica.....	23
2.6 Superfícies desgastadas.....	25
2.7 Tratamentos e revestimentos superficiais.....	35
2.7.1 Tratamento de Nitretação por Plasma.....	36
2.7.2 Deposição Química de Vapor – C.V.D.....	39
2.7.3 Deposição Física de Vapor – P.V.D.	40
3 METODOLOGIA, MÉTODOS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	44
3.1 Metodologia Experimental	44
3.2 Métodos experimentais.....	45
3.3 Procedimentos experimentais.....	47
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	53
4.1 Análise da superfície de desgaste.....	53
4.2 Caracterização microestrutural.....	54
4.3 Dureza.....	58
4.4 Microdureza.....	58
4.5 Rugosidade.....	61
4.6 Ensaio de desgaste.....	62
4.7 Testes de desgaste na indústria.....	65
5 CONCLUSÕES	79

6 SUGESTÕES	81
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	82

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1 - Mecanismos de falha de componentes e estruturas (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.2 – Fatores que influenciam o desgaste da estrutura (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.3 – Classificação dos processos de desgaste por modos de desgaste (Peterson, 1980).
- Figura 2.4 – Desgaste de 2-corpos e 3-corpos (Peterson, 1980; Bressan, Hesse & Silva, 200_?; Rossini, 1992).
- Figura 2.5 – Entradas e saídas do sistema tribológico (Czichos, 1977).
- Figura 2.6 – Representação esquemática dos elementos do tribosistema (DIN 50320, 1979).
- Figura 2.7 – Descrição esquemática de quatro principais mecanismos de desgaste (DIN 50320, 1979).
- Figura 2.8 – Ruptura de uniões (A) Interface, (B) Adesão maior em A, (C) Adesão predominante em A, porém também em B, (D) Adesão distribuída igualmente (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.9 - Principais grupos de mecanismos de adesão (Houwink, 1965).
- Figura 2.10 – Variação do coeficiente de adesão em função da dureza e estrutura cristalina de metais (Sikorski, 1964).
- Figura 2.11 – Representação esquemática dos efeitos do ambiente nas propriedades dos sólidos (Derjaguin, 1967).
- Figura 2.12 – Desgaste abrasivo como função da razão de dureza de partículas abrasivas e dureza do material desgastado (Wahl et al, 1951).
- Figura 2.13 – Micrografias de interações entre abrasivos minerais e superfícies de aços (A) Microsulcamento, (B) Microcorte e (C) Microlascamento (Feller, 1971).
- Figura 2.14 – Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies de materiais (Murray, 1979).
- Figura 2.15 – Micrografias de ferro ARMCO com ângulos de ataque do abrasivo de (A) 30 °, (B) 60° e (C) 90 ° (Mulhearn, 1962).
- Figura 2.16 - Relação entre microsulcamento e microcorte em função da razão entre o ângulo de ataque e de ataque crítico (Stroud, 1962).
- Figura 2.17 – Formação e propagação de trincas devido à fadiga (Fleming, 1977).
- Figura 2.18 – Metalografia de superfícies danificadas por trincas de rolamento (Fleming & Suh, 1977).
- Figura 2.19 – Micrografia de superfícies de aços austeníticos X5CrNiTi 26 15 danificados por contato de rolamento/escorregamento e lubrificação deficiente (Fleming & Suh, 1977).
- Figura 2.20 – Mecanismos envolvidos em desgaste triboquímico (Zum-Gahr, 1987).

- Figura 2.21 – Desgaste como função da reatividade química (Waterhouse, 1975).
- Figura 2.22 – Aparência característica de superfícies desgastadas por: (A) Adesão, (B) Abrasão, (C) Fadiga ou (D) Reação triboquímica (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.23 – Sistema tribológico sujeito a desgaste adesivo (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.24 – Aspecto da fratura de um aço dúctil devido à adesão durante deslizamento contra um aço de alta dureza (Bely, 1982).
- Figura 2.25 – Sistemas sujeitos a desgaste abrasivo (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.26 – Sistemas tribológicos que sofrem fadiga (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.27 – Lascamentos em superfícies de aço temperado – 60 HRC (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.28 – Falha de desgaste de mancal de esferas (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.29 – Superfície danificada da pista interna do rolamento devido a fadiga da superfície (Rowson, 1981).
- Figura 2.30 – Zonas brancas abaixo e na superfície danificada de aço temperado de mancais com 0,9 % C e 1 % Cr (Bush et al., 1961).
- Figura 2.31 – Sistemas tribológicos danificados por desgaste triboquímico (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.32 – Reação triboquímica devido ao contato de rolamento/escorregamento em uma superfície de uma matriz de aço 90 MnCrV8 (0,9 % C) (Waterhouse, 1975).
- Figura 2.33 – Roda dentada cônica danificada após 6 meses em serviço (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.34 – Superfície trincada do flanco de um dente da roda dentada mostrada na figura 2.33 (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.35 – Superfície frontal de um bocal desgastado por colisão de esferas de aço (Bush et al., 1961).
- Figura 2.36 – Cilindro de um motor de automóvel danificado por transferência de material - adesão e abrasão (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.37 – Braço de balancim e came de eixo de comando de válvulas de um motor de automóvel (Zum-Gahr, 1987).
- Figura 2.38 – Componente sob nitretação a plasma.
- Figura 2.39 - Esquema do reator de nitretação (Alves, 1996).
- Figura 2.40 - Reator de nitretação (Alves, 1996).
- Figura 2.41 – Composição das várias camadas de compostos que poderão ser formadas na nitretação a plasma (Bell et al., 1996).
- Figura 2.42 - Descarga no “magnetron” – Magnetron (1), alvo de Ti (2), descarga (3), átomos do alvo (4), peças a serem revestidas (5) e íons de argônio (6) (Alves, 1996).
- Figura 3.1 – Ferramentas utilizadas neste estudo, DP 259, 368 e 584, respectivamente.
- Figura 3.2 – Esquema representando as dimensões do corpo de prova (ASTM G65, 1991).

Figura 3.3 – Foto da máquina de ensaio de desgaste (ASTM G65, 1991).

Figura 3.4 – Foto dos grãos abrasivos de areia (ASTM G65, 1991).

Figura 4.1 – Estereoscopias típicas das superfícies das ferramentas submetidas ao processo de extrusão (no caso, matriz 368, com 100 e 200 vezes de ampliação, respectivamente).

Figura 4.2 - Aspecto superficial da região desgastada da ferramenta 368, MEV.

Figura 4.3 – Micrografia das ferramentas 368, 259 e 584, respectivamente, com tratamento térmico de têmpera e revenido.

Figura 4.4 – Micrografias da ferramenta 368 com tratamento superficial de nitretação a plasma, mostrando a espessura de camada de difusão (a) e espessura de camada branca (b).

Figura 4.5 – Micrografias da ferramenta 368 com revestimento superficial de carbonitreto de titânio, mostrando a espessura da camada.

Figura 4.6 – Desenho esquemático e micrografia das impressões de microdureza.

Figura 4.7 – Perfis de microdureza das superfícies de desgaste das matrizes de conformação mecânica a frio.

Figura 4.8 – Fotos dos corpos de prova com nitretação a plasma e carbonitreto de titânio, respectivamente, após 30 segundos de ensaio.

Figura 4.9 – Comparativo da perda de volume no ensaio tipo C de desgaste abrasivo.

Figura 4.10 – Comparativo da perda de volume no ensaio tipo B de desgaste abrasivo.

Figura 4.11 – Comportamento do desgaste da ferramenta 259 s/ TS ou Revestimento.

Figura 4.12 – Comportamento do desgaste da ferramenta 368 s/ TS ou Revestimento.

Figura 4.13 – Comportamento do desgaste da ferramenta 584 s/ TS ou Revestimento.

Figura 4.14 – Taxa de desgaste da camada nitretada da ferramenta 259.

Figura 4.15 – Taxa de desgaste da camada de Carbonitreto de Titânio da ferramenta 259.

Figura 4.16 – Comportamento do desgaste da ferramenta 259 nitretada.

Figura 4.17 – Comportamento do desgaste da ferramenta 259 c/ Carbonitreto de Titânio.

Figura 4.18 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 259 nitretada.

Figura 4.19 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 259 c/ Carbonitreto de Titânio.

Figura 4.20 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 259 s/ TS ou Revestimento.

Figura 4.21 – Taxa de desgaste da camada nitretada da ferramenta 368.

Figura 4.22 – Taxa de desgaste da camada de Carbonitreto de titânio da ferramenta 368.

Figura 4.23 – Comportamento do desgaste da ferramenta 368 nitretada.

Figura 4.24 – Comportamento do desgaste da ferramenta 368 c/ Carbonitreto de Titânio.

Figura 4.25 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 368 nitretada.

Figura 4.26 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 368 c/ Carbonitreto de Titânio.

Figura 4.27 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 368 s/ TS ou Revestimento.

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Classificação dos mecanismos de desgaste obtidos em diversas fontes.

Tabela 3.1 – Composição química média do aço VF 800AT.

Tabela 3.2 – Composição química do aço ABNT 10B22.

Tabela 3.3 - Número de ensaios e testes realizados.

Tabela 4.1 – Durezas obtidas nas matrizes após tratamento térmico de têmpera e revenido.

Tabela 4.2 – Medidas de microdureza média ao longo da superfície transversal das ferramentas (origem na superfície externa).

Tabela 4.3 – Valores médios de rugosidades encontradas para as ferramentas com diversas configurações.

Tabela 4.4 – Perda de volume médio no ensaio de desgaste abrasivo.

Tabela 4.5 – Resultados do estudo de desgaste de matrizes de conformação mecânica a frio.

ESTUDO DO EFEITO DE TRATAMENTOS E REVESTIMENTOS SUPERFICIAIS NA VIDA DE FERRAMENTAS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA À FRIO

RESUMO

Neste trabalho estudou-se o efeito do tratamento de nitretação por plasma e do revestimento de carbonitretação de titânio na resistência ao desgaste de ferramentas de conformação mecânica de elementos especiais de fixação. O enfoque principal está centrado na taxa de desgaste por abrasão, caracterizado pelo atrito de partículas entre as superfícies da matéria-prima e da ferramenta de conformação.

Foram selecionadas três ferramentas para aplicação de tratamento de nitretação a plasma e revestimento de carbonitreto de titânio, das quais duas apresentavam desgaste excessivo antes da aplicação das camadas e uma apresentava fratura prematura.

Foram realizados testes na indústria e ensaios laboratoriais, os quais foram utilizados para confrontar os resultados de desgaste.

Constata-se que os tratamentos e revestimentos superficiais ocasionam um aumento significativo na resistência ao desgaste, bem como um decréscimo significativo nas quebras dos demais componentes do ferramental devido a sua ação lubrificante, sobretudo no caso do revestimento com mistura gasosa contendo carbonitreto e titânio.

Adicionalmente e para fins de comparação, descrevem-se as alterações causadas pelo tratamento de nitretação por plasma e revestimento de carbonitreto de titânio, em paralelo com as ferramentas isentas de tratamento ou revestimento.

Palavras-chave: Nitretação, carbonitretação, abrasão, ferramentas de conformação mecânica.

A RESEARCH OF THE EFFECT OF NITRID AND CARBONITRID OF TITANIUM COATING ON COLD FORMING DIES

ABSTRACT

The effect of plasma-nitriding and titanium carbonitriding mixtures under the aspect of wearing resistance of mechanical conformation dies of special elements of fixation. The main focus is centered in the waste rate by abrasion, characterized by the friction of particles among the surface of the raw material and the die.

Three tools were selected for application of plasma-nitriding and titanium carbonitriding coating, where two present waste excessive before of layers application and one present fracture untimely.

Tests on the industry and laboratorial rehearsals were accomplished to confront the waste.

The results show that the superficial coating cause a meaningful increase in wearing resistance, as well as a significant decrease in the breaks of the other components of the tool due to its lubricating action, especially in the case of the carbon and titanium coating gas.

Additionally and for comparison, the changes of nitriding by plasma and titanium carbonitriding coating, in parallel with the dies exempt of coating.

Key-words: Nitriding, carbonitriding, abrasion, dies.

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

A indústria de conformação mecânica tem trabalhado muito no desenvolvimento de materiais resistentes ao desgaste. Este fato ocasionou um relativo avanço na melhoria das propriedades dos materiais já existentes e no desenvolvimento de novos materiais com melhor desempenho. Muitos destes novos materiais resistentes ao desgaste tem sido desenvolvidos e melhorados para diferentes aplicações, porém a pesquisa e o desenvolvimento de novos aços têm um custo bastante elevado, além do risco envolvido no processo (Bressan, 1999; Hesse & Silva, 2000; Edwards, 2002).

A melhoria no desempenho dos materiais pode ser obtida utilizando-se processos especiais de refusão e processamento, via de regra, entretanto, eleva o custo do material e, em muitos casos, piora a relação custo/benefício. Por outro lado, a engenharia de superfície tem sido utilizada como um método econômico alternativo para melhorar as propriedades tribológicas de materiais convencionais e especificamente elevar o desempenho de ferramentas de conformação mecânica (Oliveira, Pinedo & Tschiptschin, 2002).

O desgaste do ferramental influencia diretamente a eficiência, acabamento e qualidade do produto. Portanto, este é o ponto crítico com relação a reparos dos componentes da ferramenta, falhas e paradas indesejadas nas linhas de produção. Além disso, a tendência do mercado é o crescimento da velocidade de produção e a utilização de processos mais eficientes para a fabricação de produtos.

Um dos principais meios de desgaste para estas ferramentas é o atrito de superfícies de contato por escorregamento relativo. Em geral, com algumas exceções como para frenagem, o coeficiente de atrito e pressão devem ser tão baixo quanto possíveis para reduzir o desgaste do material da ferramenta.

Tratamentos superficiais como nitretação e revestimentos P.V.D. estão em uso ou em desenvolvimento. Estes processos são extensivamente empregados na modificação da resistência superficial de ferramentas.

Os tratamentos e revestimentos superficiais elevam a dureza da superfície, a resistência à fadiga, ao desgaste e a corrosão dos aços, melhorando a eficiência do processo de conformação, garantindo uma vida útil da ferramenta bastante superior e adquirindo um produto final de melhor qualidade e acabamento.

Estes processos têm se mostrado um dos recursos mais promissores, tanto do ponto de vista tecnológico, quanto econômico. Em comparação com os materiais temperados e revenidos, sem revestimento ou tratamento superficial, por exemplo, os tratamentos superficiais de nitretação e revestimentos de carbonitreto de titânio podem fornecer melhores resultados, por conferirem alta dureza à superfície e introduzir tensões residuais compressivas (Michel, 1987; Esper & Sonsino, 1981).

Assim, embora a utilização destes processos também eleve os custos de produção dos componentes, as vantagens deles advindas podem aumentar muito a relação custo – benefício dos produtos, uma vez que ampliam consideravelmente a sua vida útil.

Este trabalho buscou estudar o efeito dos tratamentos e revestimentos no desgaste abrasivo em ferramentas de aço VF 800AT para conformação mecânica a frio de elementos especiais de fixação, a fim de aumentar a vida útil destas ferramentas e reduzir o tempo ocioso de produção. Este trabalho realizou-se na Universidade Federal de Santa Catarina, em conjunto com a Blufix Ind. & Com. Ltda, empresa esta que se situa na região de Blumenau e atua no ramo de fabricação de elementos especiais de fixação voltados, em geral, para a indústria automotiva.

Para fins comparativos, foram utilizadas três condições superficiais, uma temperada e revenida, sem tratamento ou revestimento superficial, uma com tratamento de nitretação à plasma e a última com revestimento de carbonitreto de titânio – P.V.D. (Physical Vapour Deposition), sendo aplicadas em três ferramentas diferentes.

CAPÍTULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA E FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo será apresentada uma revisão bibliográfica sobre desgaste, enfocando os principais mecanismos de desgaste e, os tratamentos e revestimentos superficiais. Estes assuntos serão aqui abordados em função do objetivo do trabalho ser o estudo do efeito de tratamentos e revestimentos superficiais no desgaste de ferramentas de conformação mecânica a frio, prevalecendo, de um modo geral, o desgaste abrasivo.

2.1 - Histórico

Atrito e desgaste são fenômenos tão antigos quanto a humanidade. No período Paleolítico o fogo era gerado pelo atrito de madeira em madeira ou de lascas de pedras. No período Mesolítico, nas civilizações egípcias, muitas brocas, rodas e trenós para transporte pesado foram fabricados, além de muitas evidências de utilização de lubrificantes para minimizar o atrito e desgaste.

Após a Renascença, Leonardo Da Vinci (1452 – 1519) deu importantes contribuições no entendimento dos fenômenos de atrito e desgaste. Da Vinci mediu forças de atrito em planos horizontais e inclinados. Ele mostrou que as forças de atrito eram dependentes da força normal ao deslizamento de corpos e independentes da área de contato aparente. Propôs uma distinção entre atrito de escorregamento e de rolamento, além de investigar a influência do lubrificante na redução do atrito. Além disso, introduziu o coeficiente de atrito como sendo proporcional a força normal. Da Vinci estudou particularmente o atrito em mancais, sugerindo a utilização de uma liga com 30 % de cobre e 70 % de estanho para mancais planos, com a intenção de reduzir o efeito do atrito (Zum-Gahr, 1987).

Aproximadamente dois séculos depois Guillaume Amontons (1663 – 1705) confirmou, independentemente do trabalho de Da Vinci, que a força de atrito depende da força normal e independente da área de contato aparente (Zum-Gahr, 1987). Além disso, mostrou que o uso de lubrificantes, como a gordura de porco, formava uma camada que impedia o contato entre os corpos, ou seja; independia dos pares de materiais estudados (Zum-Gahr, 1987).

Assim, Amontons e Da Vinci, encontraram valores constantes ($1/3$ e $1/4$, respectivamente) para o coeficiente de atrito, independente do material dos corpos de escorregamento em uso (madeira, aço, cobre, chumbo, etc.).

Cientistas como, Charles Augustin Coulumb (1736 – 1806), Leonhard Euler (1707 – 1783), John Theophilus Desagulier (1683 – 1744), Osborne Reynolds (1842 – 1919), Heirich Rudolph Hertz (1869 – 1851), George Vogelpohl (1900 – 1975), Frank Philip Boluden (1903 – 1968) e muitos outros deram importantes contribuições para o desenvolvimento histórico do conhecimento dos fenômenos de atrito, lubrificação e desgaste. Em 1979, Dowson apresentou uma revisão sobre a história da tribologia mostrando a contribuição de cada um destes cientistas (Dowson, 1979).

2.2 - Desgaste e atrito

A ciência que estuda o desgaste e o atrito, ou seja; a interação de superfícies em movimento e de técnicas relacionadas às mesmas é denominada de tribologia. Ela foi introduzida pelo comitê de lubrificação criado por Schofield e abrange a investigação de todos os tipos de atrito, lubrificação e desgaste (Jost & Schofield, 1981). Um grande número de estudos tem sido realizado nas últimas três décadas mostrando os aspectos econômicos da tribologia, como por exemplo; The Jost Report na Inglaterra (Jost, 1966), The Tribology Reports na Alemanha (Jost et al., 1981), The Asme Report nos Estados Unidos (ASME-Report, 1977), o estudo de Jost e Schofield (Jost & Schofield, 1981), além de atividades de pesquisa em outros países (Jost et al., 1981).

A norma DIN 50320 (DIN 50320, 1979) define desgaste como a perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido devido à ação mecânica, isto é; o contato e movimento relativo de um corpo sólido contra um corpo sólido, líquido ou gasoso. O desgaste, como mostrado na figura 2.1, é uma das possíveis causas de falhas de componentes ou estruturas. A falha será função da aplicação, das condições de funcionamento e do meio no qual o mesmo se encontra.

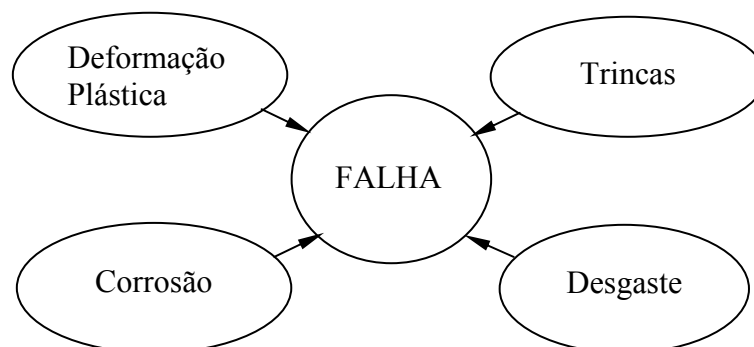


Figura 2.1 - Mecanismos de falha de componentes e estruturas (Zum-Gahr, 1987).

O desgaste é a principal causa da deteriorização dos componentes de máquinas devido à fadiga superficial do material (Barwell, 1979). Ele raramente é catastrófico, porém reduz a eficiência da operação, podendo resultar em mudanças dimensionais dos componentes ou danos na superfície, que podem gerar problemas secundários como vibrações e desalinhamentos. Entretanto, em casos extremos o desgaste causa a formação e propagação de trincas na superfície do componente ou próxima à mesma, podendo levar a sua fratura e a formação de fragmentos.

Estudos têm mostrado que as perdas devido ao atrito e desgaste são de aproximadamente 1 % na Alemanha (BMFT-Report, 1984), 2,5 % nos Estados Unidos (ASME-Report, 1977) e 2 % na Inglaterra (Jost, 1966) do total do produto nacional. Em outro estudo (BMFT-Report, 1984) realizado na Alemanha estimou que a perda anual devido ao atrito, desgaste e corrosão fosse de 4,5 % do total do produto nacional.

Resistência ao atrito e desgaste não são propriedades intrínsecas do material, mas são características do sistema de engenharia (Tribosistema), podendo causar perdas de energia e material, respectivamente. Atrito é a resistência ao movimento e, aumenta com a interação da área de contato real dos sólidos.

As perdas devido ao desgaste podem ser reduzidas por otimização e organização, além de um design apropriado, produção, montagem, acessórios (Fig. 2.2) e microestrutura do componente. O controle das perdas por desgaste deve iniciar com o correto processo de fabricação do produto, incluindo a escolha do equipamento e lugar para instalação.

Para estocagem deve-se considerar as partes a serem protegidas do desgaste.

O design do produto pode reduzir efetivamente o desgaste de componentes, otimizando a transferência de força e movimento, o uso apropriado de materiais e lubrificantes em função da força, temperatura e ambiente. Partes submetidas ao desgaste devem ser projetadas para uma fácil substituição. O grau de exatidão da forma, tamanho, perfil da superfície, rugosidade e folga entre as superfícies durante o funcionamento influenciam o atrito e desgaste. A vida útil em serviço depende muito da exatidão da montagem, por exemplo, alinhamento exato e limpeza de quaisquer superfícies sujeitas à falha do componente.

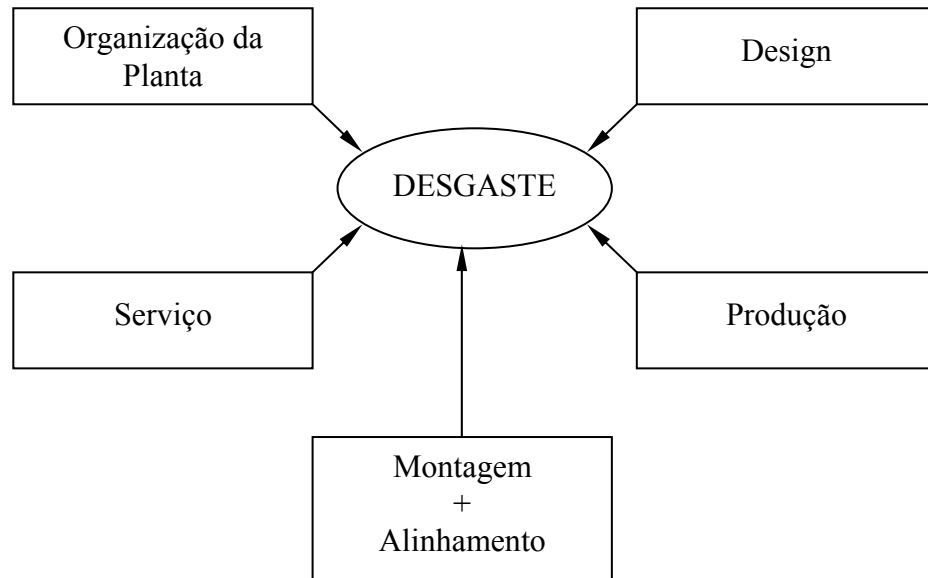


Figura 2.2 – Fatores que influenciam o desgaste da estrutura (Zum-Gahr, 1987).

O conhecimento da microestrutura do componente e sua influência na resistência ao desgaste são de grande importância na seleção de materiais. Aspectos microestruturais, como por exemplo, defeitos cristalinos como vacâncias, discordâncias, contornos de grão, partículas de segunda fase, etc, podem afetar sensivelmente o desgaste dos componentes. Através da composição química não se pode definir a microestrutura do material, porém a mesma pode ser alterada severamente através de tratamentos mecânicos, térmicos e termomecânicos.

2.3 - Classificação dos processos de desgaste

Os processos de desgaste podem ser classificados pelos modos de desgaste. A figura 2.3 mostra esquematicamente os diferentes tipos de ações na interface de um corpo sólido. Em função do movimento das interfaces pode-se variar entre, deslizamento, rolamento, oscilação, impacto e erosão, dependendo da cinemática do sistema. A erosão pode ainda ser classificada pelo estado físico da contra-peça, por exemplo, sólido ou líquido, ou o ângulo de ação, conforme mostra a figura 2.3.

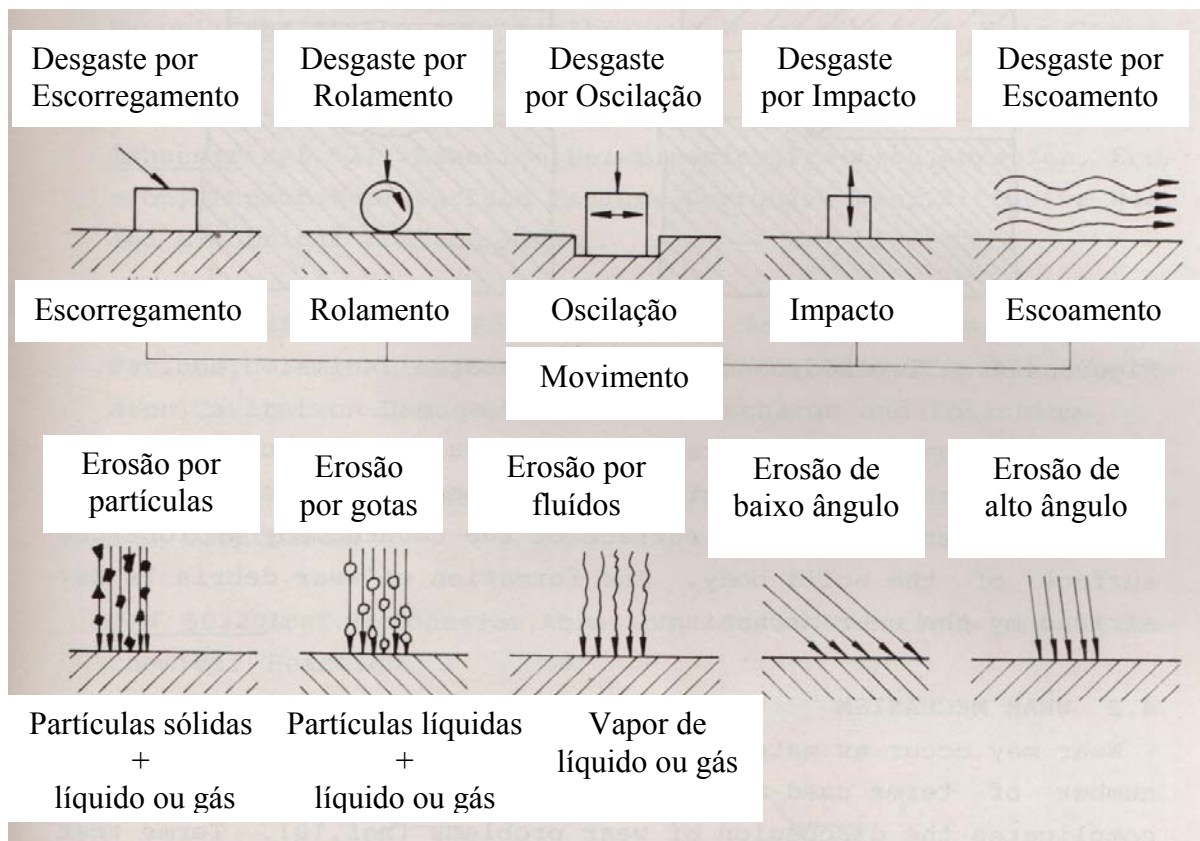


Figura 2.3 – Classificação dos processos de desgaste por modos de desgaste (Peterson, 1980).

Os processos de desgaste também poderão ser classificados quanto ao elemento interfacial podendo ser de desgaste de 2-corpos ou estar sob ação de partículas sólidas pressionadas entre duas superfícies, por exemplo, poeira em lubrificantes ou minerais em rochas sob pressão, caracterizando um desgaste de 3-corpos (Peterson, 1980), conforme pode-se observar na figura 2.4.

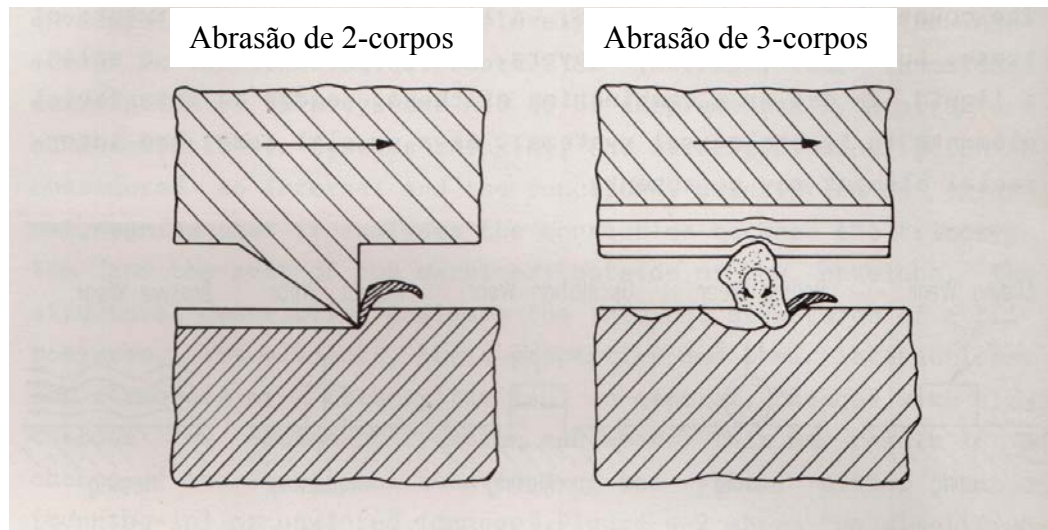


Figura 2.4 – Desgaste de 2-corpos e 3-corpos (Peterson, 1980; Bressan et al, 1999; Rossini, 1992).

Existem diferentes técnicas que podem ser utilizadas para testes de desgaste. Em contraste com outros testes mecânicos, não há especificação única de padronização, mas um número razoável de técnicas aceita em todo o mundo. Em função da falta de padronização existem, quase sempre, diferenças nos procedimentos dos testes, como tamanho e geometria dos corpos de prova, ambiente, etc. Portanto, é muito importante o conhecimento das condições de teste para a correta comparação dos resultados obtidos. Outro fator que contribui para o elevado número de testes é a grande variedade de sistemas de desgaste que ocorrem na prática. Oportunamente, quando técnicas similares são utilizadas, os resultados obtidos podem ser comparados, ao menos qualitativamente.

Obter-se-á sucesso na comparação de resultados obtidos em laboratório com a indústria somente se os mecanismos do sistema no laboratório e prática forem bastante similares.

2.4 - Tribosistema

A aplicação de sistemas de conhecimento ou análise de sistemas pode ser muito útil para descrição dos processos tribológicos. Esta foi efetivamente aplicada para tribologia por Fleischer (Fleischer, 1970), Czichos (Czichos et al., 1974), Molgaard (Molgaard, 1975), Salomon (Salomon, 1974) e foi também inserida na norma DIN 50320 (DIN 50320, 1979).

O propósito do sistema tribológico é a transformação e/ou transmissão de entradas em saídas, as quais são utilizadas tecnologicamente. A Figura 2.5 mostra a descrição funcional do sistema tribológico em geral. O relacionamento entre as entradas e saídas pode ser considerado como funções técnicas do tribosistema, onde de maneira geral os sistemas são formados por movimento, trabalho, massa e informação. Depedendo das entradas, como vibrações, tipo de material, aquecimento e atmosfera, pode-se ter fragmentos de desgaste, aquecimento, vibração e ruído.

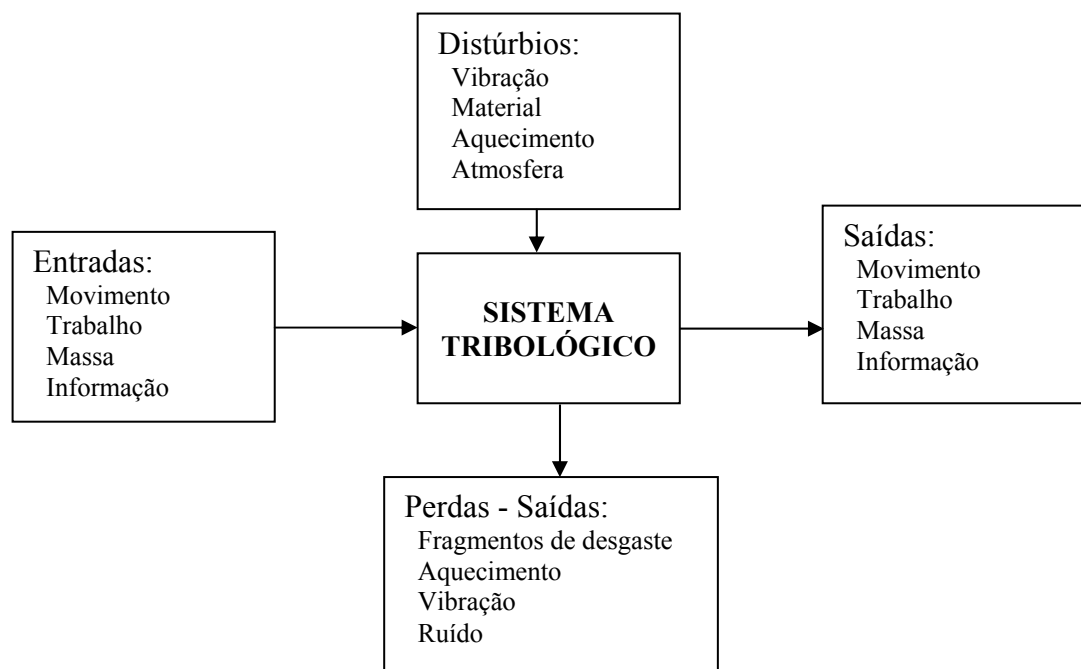


Figura 2.5 – Entradas e saídas do sistema tribológico (Czichos, 1977).

Usualmente um sistema tribológico é constituído de quatro elementos:

- 1 – Corpo sólido
- 2 – Contra-peça
- 3 – Elemento interfacial
- 4 – Ambiente

A contra-peça pode ser um sólido, um líquido, um gás ou uma mistura destes. Já os lubrificantes e poeira nos estados sólidos, líquidos, gasosos ou uma combinação entre estes, atuam como elemento interfacial. Em casos especiais, o elemento interfacial pode estar ausente.

A figura 2.6 mostra, de forma simplificada, o tribosistema geral de acordo com a norma DIN 50320 (DIN 50320, 1979). A estrutura do tribosistema é determinada pelos elementos, suas propriedades e interações entre eles.

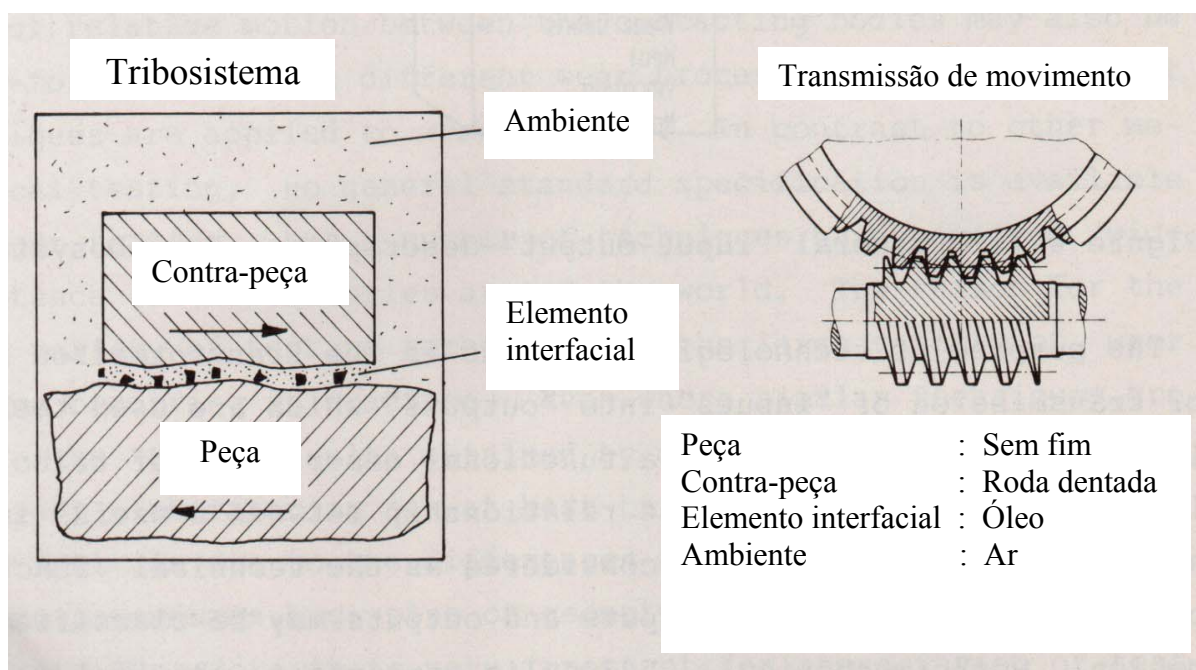


Figura 2.6 – Representação esquemática dos elementos do tribosistema (DIN 50320, 1979).

2.5 - Mecanismos de desgaste

O enorme número de termos utilizado para descrever os mecanismos de desgaste frequentemente é um complicador do problema (Ludema, 1981). Termos que são relacionados ao aspecto da superfície desgastada ou mecanismos de desgaste (figura 2.7) muitas vezes são confundidos.

A tabela 2.1 mostra algumas destas classificações. Do ponto de vista dos mecanismos básicos, por exemplo, uma distinção entre fadiga, desgaste por impacto e delaminação parece ser arbitrária, enquanto desgaste adesivo baixo e desgaste adesivo severo descrevem a severidade de desgaste, porém apresentam o mesmo mecanismo de adesão. Por exemplo, na

classificação de Jahanmir (Jahanmir, 1980), os primeiros sete tipos de desgaste ocorrem por interações de mecanismos, enquanto os últimos três são influenciados pelo ambiente e condições especiais.

Após redução de alguns termos da lista que são redundantes em relação aos mecanismos básicos, pode-se considerar quatro principais mecanismos de desgaste, conforme mostra a figura 2.7.

Tabela 2.1: Classificação dos mecanismos de desgaste obtidos em diversas fontes:

Fonte	Referência	Mecanismos de desgaste
Burwell e Strang	(Burwell, 1952)	Desgaste abrasivo, desgaste corrosivo, desgaste por fadiga, erosão, fricção e cavitação.
Jahanmir	(Jahanmir, 1980)	Adesão, delaminação, fricção, abrasão, erosão, desgaste por impacto, fadiga, desgaste por corrosão, desgaste difusivo e desgaste por contato elétrico.
Godfrey	(Godfrey, 1980)	Desgaste adesivo baixo, desgaste adesivo severo, abrasão, erosão, fadiga, delaminação, corrosão, eletrocorrosão, fricção corrosiva, falha por cavitação, descarga elétrica e polimento.
Rice	(Rice, 1999; Kalpakjian, 1995)	Adesão, abrasão, fadiga, corrosão ou oxidação e elétrica.
DIN 50320	(DIN 50320, 1979)	Adesão, abrasão, fadiga e reação triboquímica.

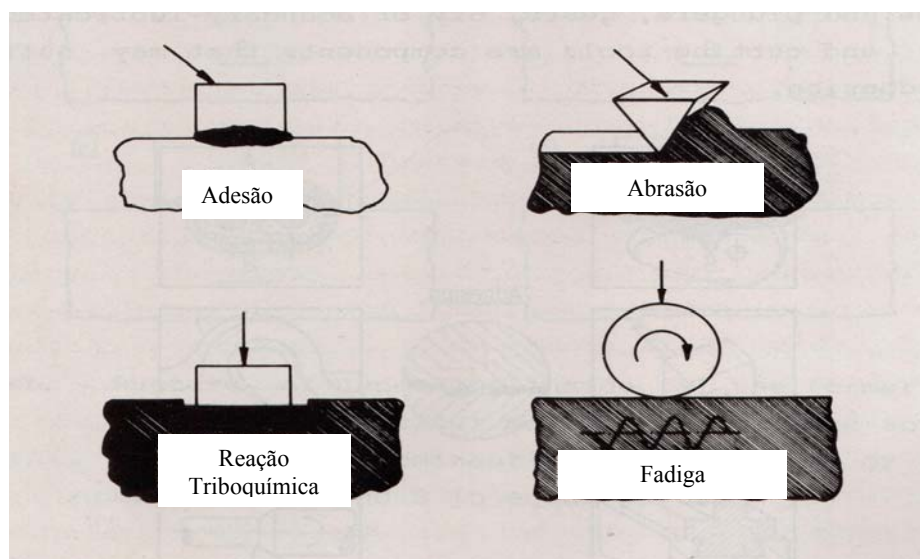


Figura 2.7 – Descrição esquemática de quatro principais mecanismos de desgaste (DIN 50320, 1979; Kalpakjian, 1995).

De acordo com a norma DIN 50320 (DIN 50320, 1979; Kalpakjian, 1995), os quatro mecanismos básicos de desgaste podem ser definidos como:

Adesão: Formação de pontos adesivos interfaciais, por exemplo, junções por soldagem fria.

Abrasão: Remoção de material devido a arrancamento.

Fadiga: Fadiga e formação de trincas nas regiões da superfície devido a tensões cíclicas, resultando em separação de material.

Reação triboquímica: formação de produtos de reação química como resultado de interações químicas entre elementos do tribosistema iniciado por ação tribológica.

A seguir serão mostrados estes mecanismos básicos em maior detalhe.

2.5.1 - Adesão

As superfícies dos materiais não são perfeitamente lisas e, portanto, contém reentrâncias de modo que o contato entre elas ocorre somente em alguns pontos. Assim, a área real de contato, é uma fração da área total aparente, tornando as tensões desenvolvidas nestas regiões muito elevadas, podendo ultrapassar o limite de escoamento do material e formar uma união. A tendência de união por adesão depende das propriedades físicas e químicas (Keller et al., 1963; Kalpakjian, 1995) dos materiais em contato, do modo e valor da força aplicada, além da contaminação (Frisch, 1981) e rugosidade.

A figura 2.8 mostra diferentes separações de superfícies unidas por adesão. Se a resistência da união é menor do que a dos materiais A e B, a ruptura da adesão ocorre na interface. Isto frequentemente ocorre se as superfícies estão cobertas por óxidos que reduzem a aderência superficial (Figura 2.8a). A separação das uniões ocorre apenas no material A se este possuir a resistência mais baixa que a união ou que o material B (Figura 2.8b). Para uniões de alta resistência, o rompimento ocorre predominantemente no material A se este tiver menor resistência que a união e que o material B (Figura 2.8c). Nestas mesmas condições de uniões se os materiais tiverem resistências iguais ou muito similares a separação pode ocorrer em partes iguais de ambos os lados da interface (Figura 2.8d).

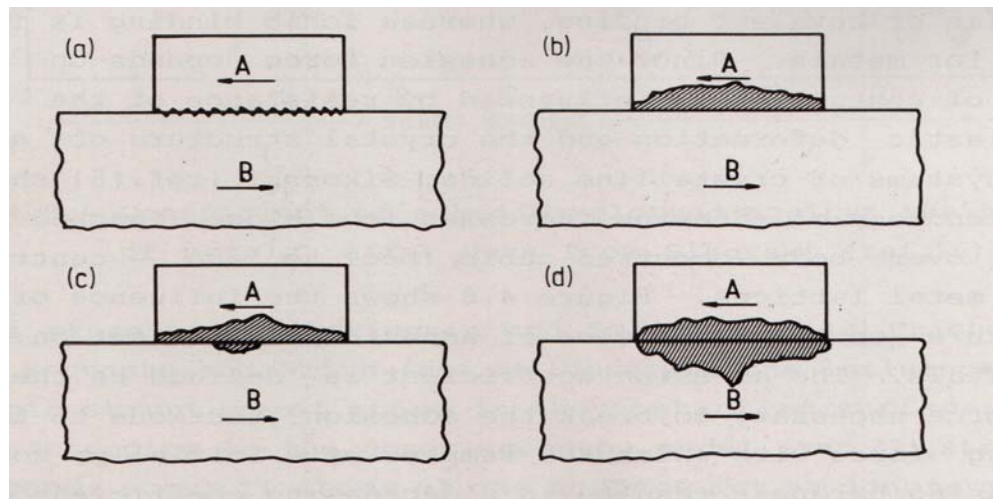


Figura 2.8 – Ruptura de uniões (A) Interface, (B) Adesão maior em A, (C) Adesão predominante em A, porém também em B, (D) Adesão distribuída igualmente (Zum-Gahr, 1987; Kalpakjian, 1995).

Muitos mecanismos para o processo de adesão têm sido propostos na literatura (Oudar et al., 1978). Kinloch (Kinloch, 1980) propôs quatro grupos principais de mecanismos de adesão: (A) Adesão mecânica, (B) Adesão por difusão, (C) Adesão eletrônica e (D) Adesão por adsorção, representados esquematicamente na figura 2.9.

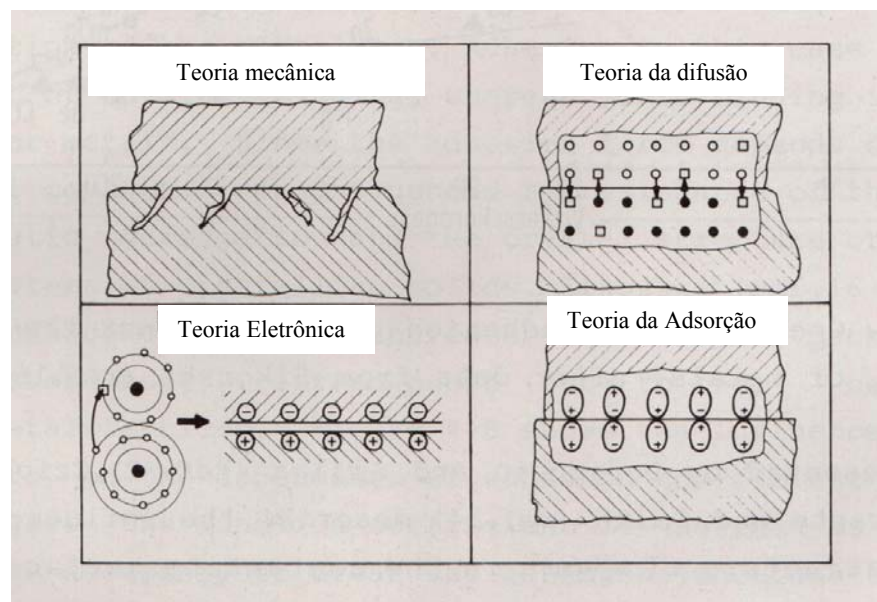


Figura 2.9 - Principais grupos de mecanismos de adesão (Houwink, 1965).

Além destes, pode-se considerar também a adesão química, que apresenta as mesmas características da adesão por adsorção, porém com ligações mais fortes. Algumas

considerações sobre estes mecanismos e suas possíveis ocorrências em aplicações industriais são mostradas a seguir.

O mecanismo de adesão mecânica atribui a adesão ao contato entre as irregularidades das superfícies. Contribuições deste tipo de mecanismo podem ser observadas na adesão de polímeros em tecidos (Boroff , 1949) ou no caso da penetração de polímeros no estado líquido em microfissuras de superfícies metálicas.

As forças de adesão são função da área de contato e da resistência à deformação plástica dos materiais, portanto dependem da estrutura cristalina ou mais especificamente do número e da densidade dos sistemas de escorregamento do cristal. Sikorski (Sikorski , 1964) mostrou que a tendência a ocorrer adesão em função da estrutura cristalina cresce na seguinte ordem: hexagonal compacta (HC), cúbico de corpo centrado (CCC) e cúbico de face centrada (CFC). A figura 2.10 mostra a variação do coeficiente de adesão em função da dureza e estrutura cristalina dos metais. O coeficiente de adesão é definido como a razão entre as forças necessárias para evitar a adesão e a força normal com o qual o material estava inicialmente comprimido. Em geral, o crescimento da dureza resulta em um decréscimo do coeficiente de adesão.

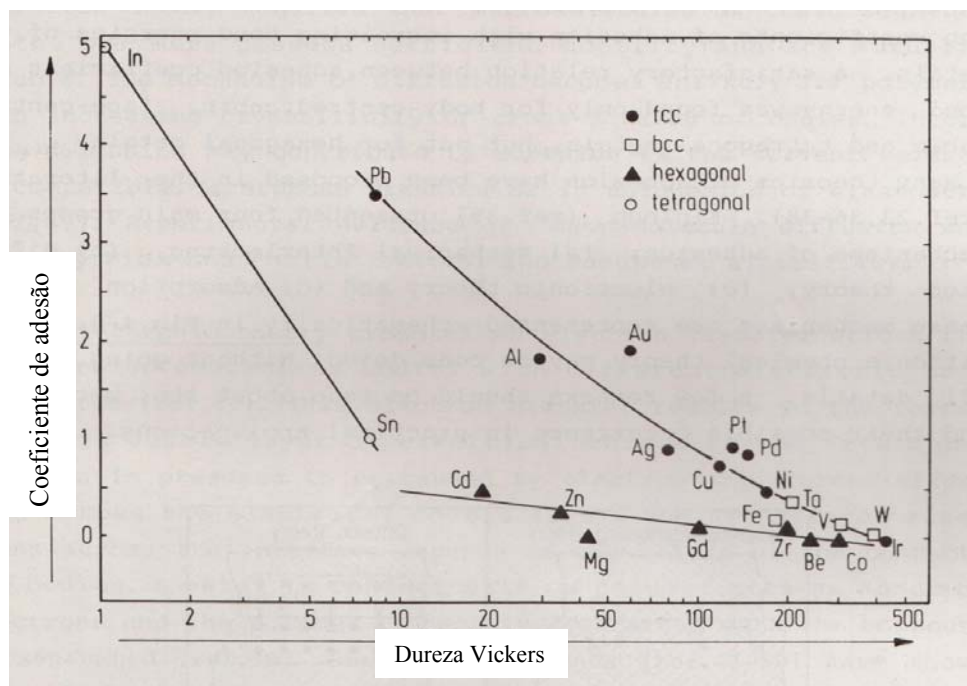


Figura 2.10 – Variação do coeficiente de adesão em função da dureza e estrutura cristalina de metais (Sikorski, 1964).

A adesão por difusão ocorre quando átomos ou moléculas de dois corpos em contato se difundem através da interface. Para polímeros de grandes cadeias, por exemplo, a adesão pode ser causada por difusão mútua da cadeia de moléculas ou suas ramificações através da interface (Vasenin et al, 1969), conforme evidenciado experimentalmente por Flom et al (Flom et al, 1955).

Existem contradições na literatura com relação à solubilidade mútua dos átomos, ou seja, se a difusão de átomos através da interface é necessária para que haja uma adesão forte. Godzeit et al (Goodzeit et al., 1956), observaram que a força de adesão é crescente com a solubilidade mútua dos átomos dos metais em contato e Habig et al (Habig et al, 1970) mostraram, entretanto, que metais insolúveis mutuamente podem também se aderir fortemente a outro.

A adesão eletrônica propõe uma transferência de elétrons através da interface de contato entre corpos com diferentes bandas eletrônicas (Derjaguin, 1969). Esta transferência de elétrons resulta em formação de uma dupla camada de carga elétrica na interface. Presume-se que a adesão seja causada por forças eletrostáticas efetivas através desta dupla camada e a transferência de elétrons através da interface seja função da natureza de contato entre os corpos.

Modelos relacionados à adesão eletrônica apresentados por Derjaguin et al (Derjaguin et al, 1967) descrevem a influência da estrutura eletrônica dos átomos nas superfícies de contato durante a adesão. De acordo com o modelo de doação e recepção de elétrons (Derjaguin, 1967), fortes adesões ocorrem entre átomos da interface de uma superfície agindo como doadora e outra agindo como receptora (Figura 2.11b). Além disso, a adesão depende do número e características dos elétrons livres das camadas eletrônicas s, p e d da interface (Czichos et al, 1969). Estudos sugerem que a adesão de materiais similares decresce com a tabela periódica, da ordem B – Sub-grupo dos metais, em direção aos metais nobres, metais de transição, ou seja; decresce com crescimento da massa atômica.

Geralmente, processos de transferência de elétrons (figura 2.11c) podem ocorrer devido a ativação elétrica de superfícies sob atrito durante o desgaste.

Já o processo de emissão exoeletrônica caracteriza-se por uma crescente mobilidade de elétrons na superfície e próxima a mesma, gerando calor e deformação da superfície (Figura 2.11d). Vijh (Vijh, 1975) calculou a energia de ligação entre os materiais usando a energia de sublimação e os números de coordenação de diferentes metais. Os resultados mostraram o decréscimo do coeficiente de adesão com o crescimento de energia de ligação entre os átomos do metal. Uma relação satisfatória entre o coeficiente de adesão e a energia de ligação foi

encontrada apenas para os metais cúbicos de corpo centrado, cúbicos de faces centradas e tetragonais, porém não para hexagonais.

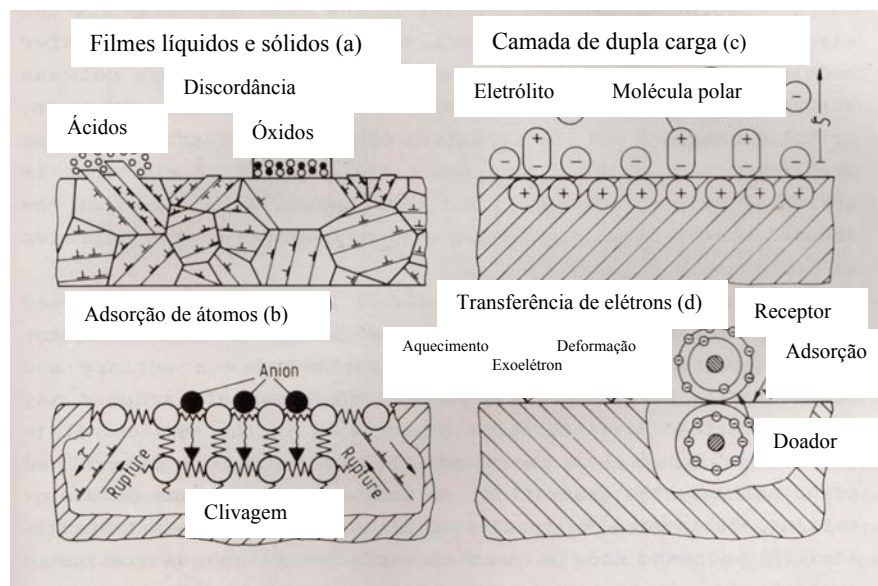


Figura 2.11 – Representação esquemática dos efeitos do ambiente nas propriedades dos sólidos (Derjaguin, 1967).

Na adesão química ocorrem adsorções químicas na interface de contato entre dois corpos (Bely, 1982). As ligações químicas fortes, sendo metálicas, iônicas ou covalentes são definidas como de interface. Devido às ligações químicas fortes, a adesão de superfícies em metais pode causar transferência metálica, por exemplo, alumínio em superfícies de polímeros (Kinloch, 1980; Kalpakjian, 1995).

A adesão por adsorção refere-se à adesão entre superfícies em contato intermolecular devido a ligações secundárias, como a força de Van der Waals, que são substancialmente mais fracas que ligações primárias.

Alguns exemplos de ligações químicas encontradas nos diversos materiais são apresentados abaixo:

Metais: Ligações primárias metálicas e covalentes; e secundárias, como de Van der Waals;

Polímeros: Ligações de Van der Waals, eletrostáticas devido a dupla camada de cargas elétricas, e ligações de hidrogênio;

Cerâmicas: Ligações primárias, Van der Waals e eletrostáticas.

2.5.2 - Abrasão

O desgaste por abrasão é causado pela interação mecânica de saliências grosseiras ou partículas não metálicas contra as superfícies de trabalho, provocando perda de massa por corte ou por arrancamento. Estas partículas podem ser, por exemplo, um mineral como a sílica ou um fragmento de desgaste de material de alta dureza. Protuberâncias, como a rugosidade superficial, podem agir como partículas de alta dureza caso esta superfície apresente maior dureza que a contra-peça.

Wahl et al (Wahl et al, 1951; Kalpakjian, 1995), em função da razão entre a dureza do abrasivo e da superfície que está sendo desgastada, classificaram o desgaste em baixo e alto nível. A figura 2.12 mostra a variação do desgaste abrasivo em função da razão entre as durezas para materiais homogêneos e heterogêneos (com carbonetos duros na matriz). Nos materiais homogêneos a mudança de nível ocorre quando a dureza do abrasivo é igual à do material desgastado, ou seja, a razão entre as durezas é igual a 1 (início da região inclinada – linha cheia). Nos materiais heterogêneos, devido a matriz ser mais dúctil do que a dos materiais homogêneos com o mesmo nível de dureza considera-se a transição de nível quando a dureza do abrasivo ultrapassa a do material (fase dura + matriz) - início da região inclinada, linha traço ponto.

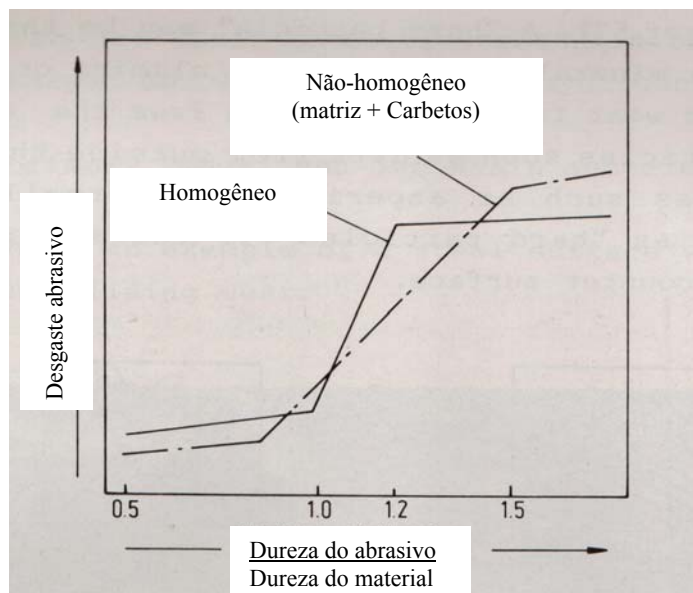


Figura 2.12 – Desgaste abrasivo como função da razão de dureza de partículas abrasivas e dureza do material desgastado (Wahl et al, 1951).

O desgaste abrasivo pode ser também classificado quanto ao aspecto da superfície desgastada (micromecanismo) em microsulcamento, microcorte e microlascamento, conforme mostrado na figura 2.13.

No microsulcamento a perda de material ocorre devido a muitas partículas abrasivas agirem simultaneamente e sucessivamente, formando um amassamento à frente da partícula abrasiva (Murray et al., 1979).

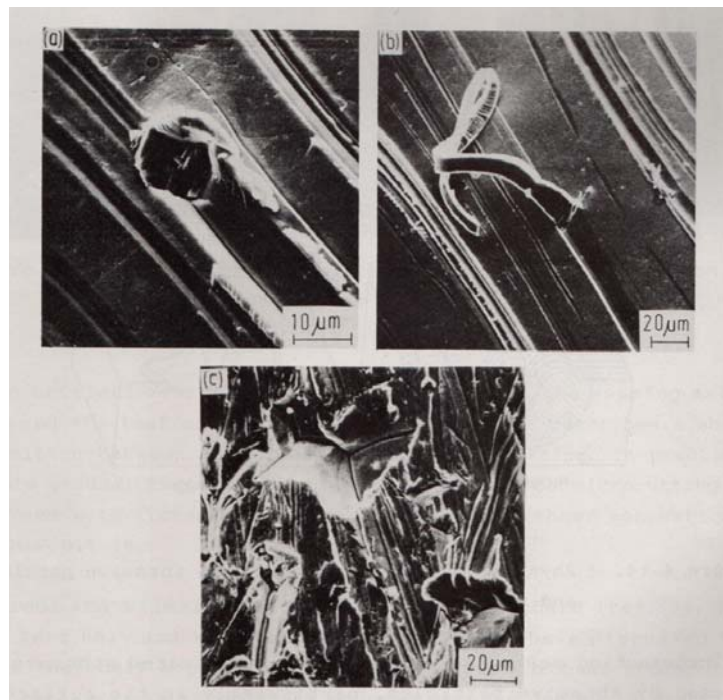


Figura 2.13 – Micrografias de interações entre abrasivos minerais e superfícies de aços (A) Microsulcamento, (B) Microcorte e (C) Microlascamento (Feller, 1971).

No microcorte puro tem-se uma perda de material igual ao volume do desgaste produzido, conforme se pode observar na figura 2.14. De acordo com Mulhearn, Samuels e Sedriks (Mulhearn et al., 1962), o material é destacado da superfície por microcorte quando o ângulo de ataque das partículas duras de abrasivo é maior do que um valor crítico. A figura 2.15 mostra um exemplo de microcorte em ferro ARMCO para diferentes ângulos de ataque.

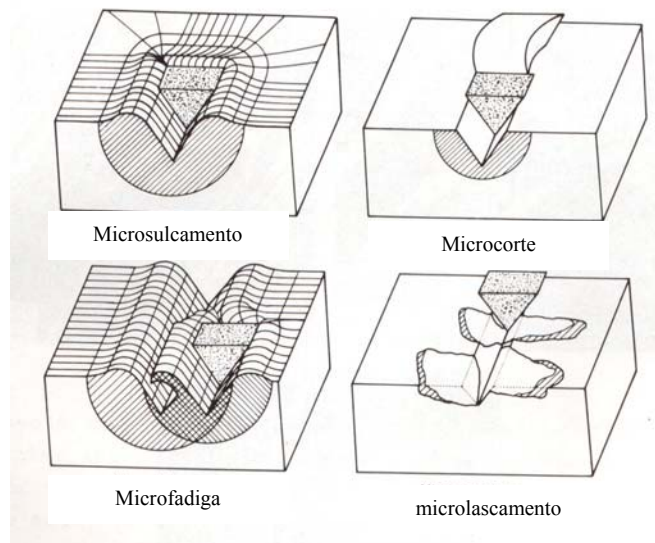


Figura 2.14 – Interações físicas entre partículas abrasivas e superfícies de materiais (Murray et al., 1979).

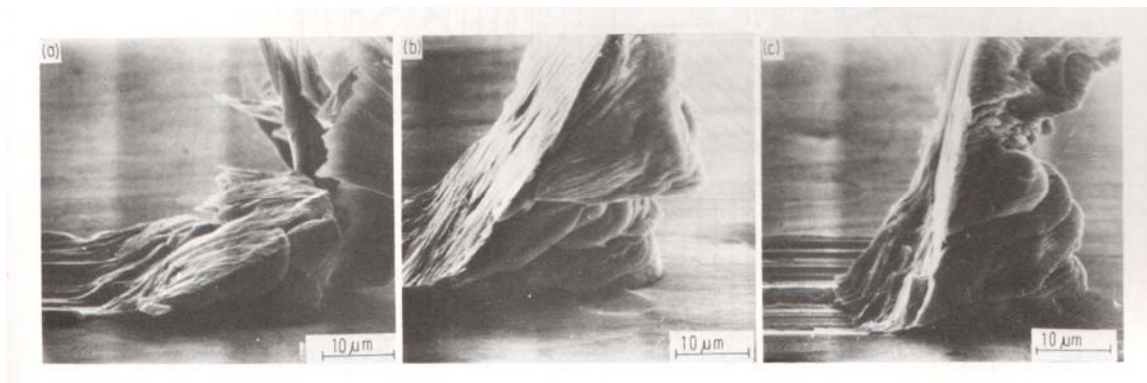


Figura 2.15 – Micrografias de ferro ARMCO com ângulos de ataque do abrasivo de (A) 30°, (B) 60° e (C) 90° (Mulhearn, 1962).

O ângulo de ataque crítico, α_c , é uma função do desgaste do material e das condições do teste. Teoricamente, α_c descreve uma severa transição entre microsulcamento e microcorte. Na prática, uma transição gradual de microsulcamento para microcorte é observada com o aumento do ângulo de ataque, conforme mostrado na figura 2.16.

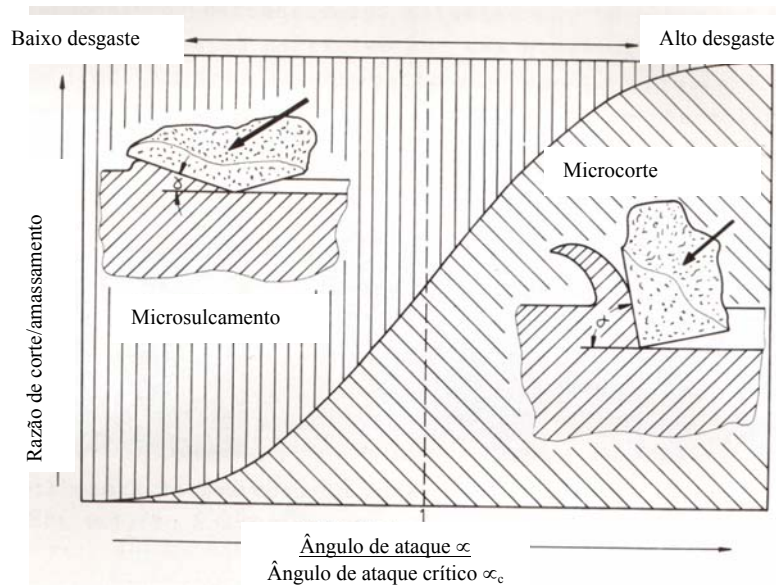


Figura 2.16 - Relação entre microsulcamento e microcorte em função da razão entre o ângulo de ataque e de ataque crítico (Stroud, 1962).

O microlascamento ocorre quando as partículas abrasivas impõem altas concentrações de tensões na superfície dos materiais, particularmente se forem frágeis. Nestes casos, fragmentos de desgaste são destacados da superfície devido à formação e propagação das trincas (figs. 2.13 (C) e 2.14). De acordo com Bowden e Tabor (Bowden & Tabor, 1964), muitos materiais frágeis podem escoar plasticamente acima de um valor crítico que resulta em formação de trincas.

2.5.3 - Fadiga

O desgaste devido à fadiga é caracterizado pela formação de trincas e lascamento de material causados por carregamentos cíclicos na superfície do sólido. Estes carregamentos podem ser resultantes de rolamento, escorregamento de contato ou impacto de sólidos e/ou líquidos na superfície. E em escala microscópica este carregamento pode ser ocasionado pela rugosidade superficial de sólidos com movimento relativo.

Na fadiga por rolamento (Beagley et al., 1976; Kalpakjian, 1995) são propostos dois mecanismos para formação de lascamentos superficiais; as trincas por compressão e as subsuperficiais, figura 2.17.

O primeiro assume que as trincas são causadas por alta tensão de compressão na área de contato. As trincas na superfície sólida iniciam em inclusões superficiais, endentações de processos produtivos, endentações causadas pelas partículas de desgaste, poeira ou algo que concentre as tensões na superfície do material. As trincas iniciadas na superfície propagam-se inclinadas a superfície do material, como mostrado esquematicamente na figura 2.17a.

Embora, as tensões máximas estejam localizadas logo abaixo da superfície, as trincas podem formar-se na superfície devido a interações químicas e mecânicas, ambiente ou elementos interfaciais, por exemplo, lubrificantes, poeira e fragmentos de desgaste. Para contatos lubrificados, Way (Way, 1935) propôs que o lubrificante penetre nas trincas, com o contato dos corpos sobre a superfície trincada; e quando submetidas a cargas cíclicas surgem pressões hidrostáticas no lubrificante no interior da trinca, resultando em tensões suficientes para a sua propagação (Figura 2.17b). De acordo com este modelo o aumento da viscosidade do lubrificante impede sua penetração na trinca, resultando em menor propagação das trincas e maior vida do material.

McClintock (McClintock, 1977) estudou os modelos de propagação das trincas sob atrito e tensões combinadas. Keer e Bryant (Keer & Bryant, 1982) propuseram um mecanismo onde a propagação da trinca pode ser causada pelo escorregamento entre faces adjacentes das trincas. Como os lubrificantes com alta viscosidade apresentam dificuldade de penetração na trinca, ocorre maior atrito entre as faces irregulares da mesma e, conseqüentemente, menor crescimento destas.

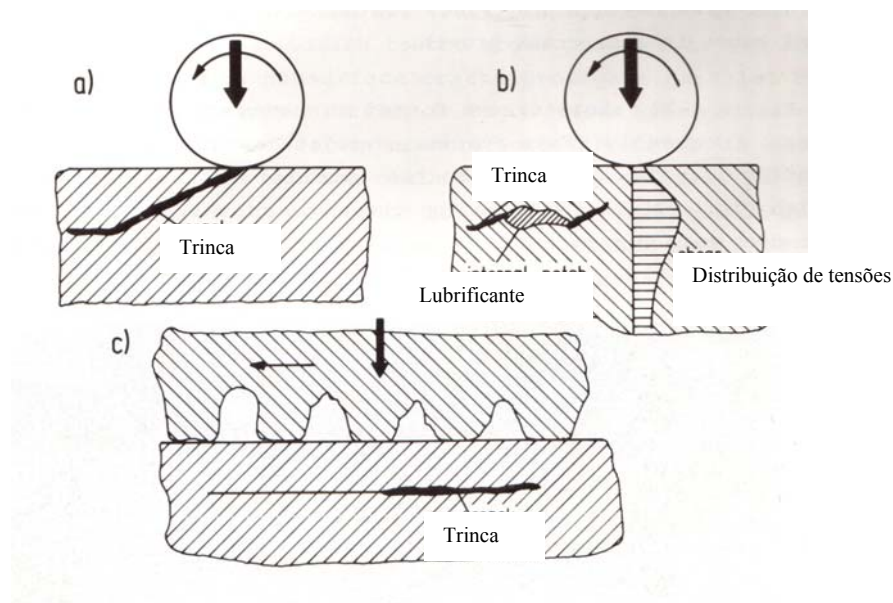


Figura 2.17 – Formação e propagação de trincas devido à fadiga (Fleming, 1977).

A figura 2.18 mostra as trincas formadas na superfície de rolamento. Frequentemente estas trincas propagam-se com ângulo entre 15 e 30° da superfície para o interior do material (ver fig. 2.17a). Dependendo do ângulo de propagação; lascamentos rasos ou profundos podem ser formados.



Figura 2.18 – Metalografia de superfícies danificadas por trincas de rolamento (Fleming & Suh, 1977).

O segundo mecanismo assume a formação de trincas subsuperficiais. De acordo com a figura 2.17b a máxima tensão de contato é aumentada por descontinuidades internas, ou seja, inclusões ou carbonetos grandes, causando trincas subsuperficiais, conforme lascamentos observados por Fujita e Yoshida (Fujita & Yoshida, 1979) que se iniciam na interface nitreto-substrato de rolos temperados. As trincas subsuperficiais ocorrem principalmente em contatos sobre-carregados onde são formadas trincas nas zonas de deformação plástica, logo abaixo da superfície resultando em seu lascamento.

Durante a formação dos mecanismos de adesão ou abrasão, repetidos escorregamentos entre a rugosidades superficiais podem causar a formação e propagação de trincas devido a fadiga, aflorando-as na superfície e resultando em partículas de desgaste. De acordo com o modelo proposto por Suh (Suh, 1973) trincas subsuperficiais propagam-se paralelamente a superfície como mostrado na figura 2.17c.

A figura 2.19 mostra partículas de desgaste na superfície de aços austeníticos após rolamento/escorregamento. A perda de material por lascamento é devido ao mecanismo de delaminação. A remoção destas partículas pode ser atribuída à ação simultânea de adesão, abrasão e fadiga, aumentando com o acréscimo das forças de atrito.

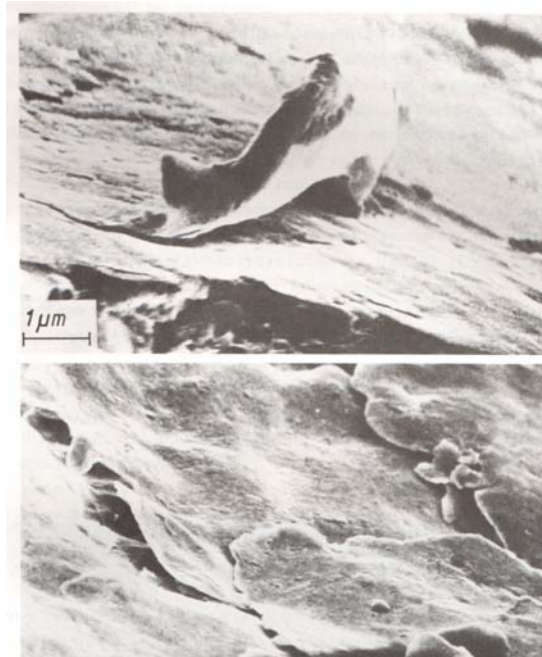


Figura 2.19 – Micrografia de superfícies de aços austeníticos X5CrNiTi 26 15 danificados por contato de rolamento/escorregamento e lubrificação deficiente (Fleming & Suh, 1977).

2.5.4 - Reação triboquímica

O desgaste triboquímico é caracterizado por atrito entre duas superfícies sólidas em um ambiente corrosivo que pode ser líquido ou gasoso. O processo de desgaste ocorre por formação e remoção contínua da camada de reação na superfície de contato. Na presença de oxigênio, os fragmentos de desgaste consistem basicamente de óxidos, os quais são formados sobre as superfícies e são removidos por atrito.

Os mecanismos de desgaste triboquímicos podem ser divididos em 4 categorias, conforme mostrado na figura 2.20.

- (A) Contato metálico entre a rugosidade das superfícies, que geram uma remoção de metal devido à adesão e pequenos fragmentos de desgaste.
- (B) Reações químicas dos metais com o ambiente que resultam em camadas protetivas superficiais e reduzem o contato metálico.
- (C) Trincamento de camadas protetivas superficiais devido a alta pressão local ou microfadiga resultando em fragmentos não-metálicos de desgaste.

- (D) Fragmentos metálicos e não metálicos podem agir abrasivamente e desgastar as superfícies de contato. Novas formações e deslocamentos de camadas protetivas superficiais podem levar a um maior desgaste.

Falhas de superfícies desgastadas e perda de massa são causadas pela ocorrência repetida dos diferentes processos. Isto significa que o desgaste triboquímico é fortemente influenciado pela cinética de formação das camadas superficiais e das propriedades as quais determinam sua resistência à remoção, por exemplo, ductilidade, resistência mecânica e adesão ao substrato. A resistência ao trincamento das camadas triboquímicas é crescente com a resistência mecânica do substrato. O menor desgaste é favorecido quando a camada de reação produzida e o substrato apresentarem igual dureza. Neste caso o ataque abrasivo de fragmentos não-metálicos de desgaste no substrato é reduzido.

Camadas protetivas superficiais em sistemas lubrificados podem ser formadas pela reação química lubrificante - metal. Os lubrificantes com aditivos de extrema pressão formam camadas superficiais inorgânicas, as quais minimizam o contato metálico e, conseqüentemente, o desgaste adesivo.

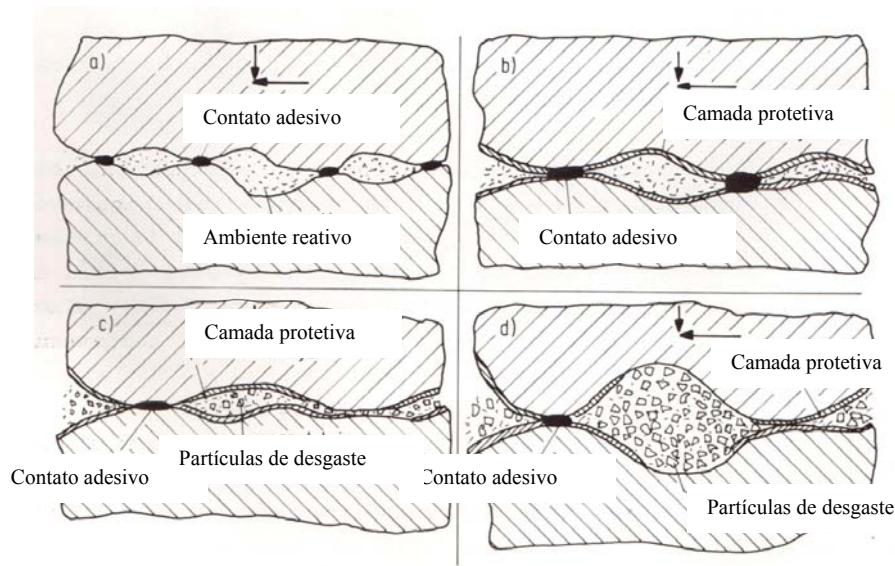


Figura 2.20 – Mecanismos envolvidos em desgaste triboquímico (Zum-Gahr, 1987; Kalpakjian, 1995).

A figura 2.21 mostra esquematicamente a relação entre desgaste e reatividade química das camadas superficiais protetoras em atmosferas contendo oxigênio ou em sistemas lubrificados e sua taxa de formação. O crescimento da reatividade química

resulta em aumento das áreas protegidas pela camada ou o aumento de espessura destas camadas, reduzindo o contato adesivo e, conseqüentemente, o desgaste adesivo.

Camadas superficiais de pequena espessura ao longo de toda superfície podem resultar em menor desgaste do sistema. O aumento da espessura ou área coberta com camadas superficiais duras, pode resultar em aumento da ação abrasiva dos fragmentos de desgaste. Isto poderia acarretar a transição do desgaste adesivo para triboquímico, e ainda em desgaste abrasivo pelo aumento da atividade química. A reatividade química necessária para o mínimo desgaste depende da severidade do contato de escorregamento, pressão de contato, temperatura e qualidade da superfície, ou a razão da espessura específica do filme lubrificante para a rugosidade da superfície (Hurricks et al., 1974; Kalpakjian, 1995). Camadas superficiais endurecidas podem reduzir o desgaste triboquímico, porém podem também aumentar o desgaste devido a ação abrasiva de seus fragmentos. O aumento do desgaste devido à ação abrasiva dos fragmentos é função das condições de carregamento e das propriedades das camadas superficiais como dureza, fragilidade, adesão ao substrato e das propriedades deste.

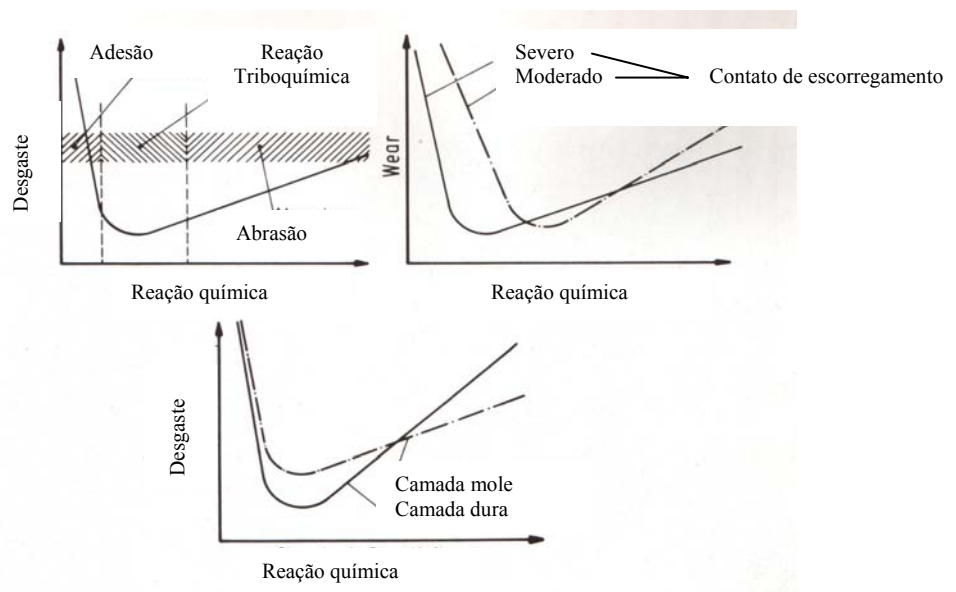


Figura 2.21 – Desgaste como função da reatividade química (Waterhouse, 1975).

2.6 - Superfícies desgastadas

A análise da superfície de desgaste e o conhecimento dos mecanismos de desgaste favorecem a atuação mais específica para melhoria da vida útil dos componentes em geral. A figura 2.22 mostra os aspectos superficiais dos 4 mecanismos de desgaste. A adesão é

caracterizada pela transferência de material de um corpo para outro em contato, figura 2.22 a. A abrasão por ranhuras, rebaixos e trincas formados por partículas duras de abrasivos ou partículas externas ao sistema que podem encrustrar nas superfícies de desgaste, figura 2.22 b. A fadiga por formação e propagação de trincas, através de tensões cíclicas, gerando lascamentos e arrancamento de material, figura 2.22 c. A reação triboquímica por efeito dos fatores ambientais, gerando óxidos e formando sulcos e veios de desgaste, figura 2.22 d.

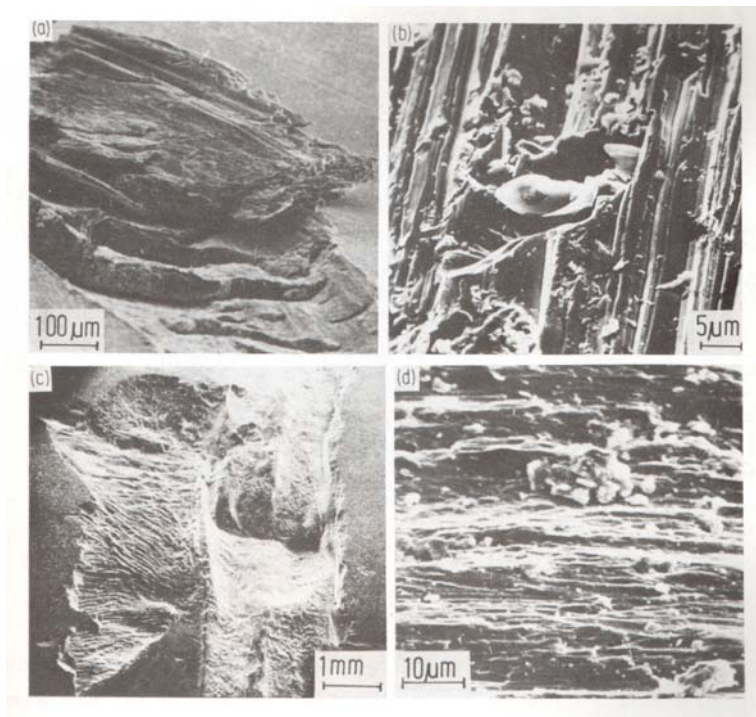


Figura 2.22 – Aparência característica de superfícies desgastadas por: (A) Adesão, (B) Abrasão, (C) Fadiga ou (D) Reação triboquímica (Zum-Gahr, 1987).

A seguir serão mostrados alguns exemplos de componentes de máquinas ou peças que sofreram desgaste por um dos quatro mecanismos de desgaste, juntamente com os aspectos de suas superfícies desgastadas.

A figura 2.23 mostra os componentes de máquinas sujeitos a desgaste adesivo. Cames, fleiras, barramentos, rodas dentadas, mancais e bedames de usinagem de desbaste são componentes que podem sofrer desgaste devido à adesão.

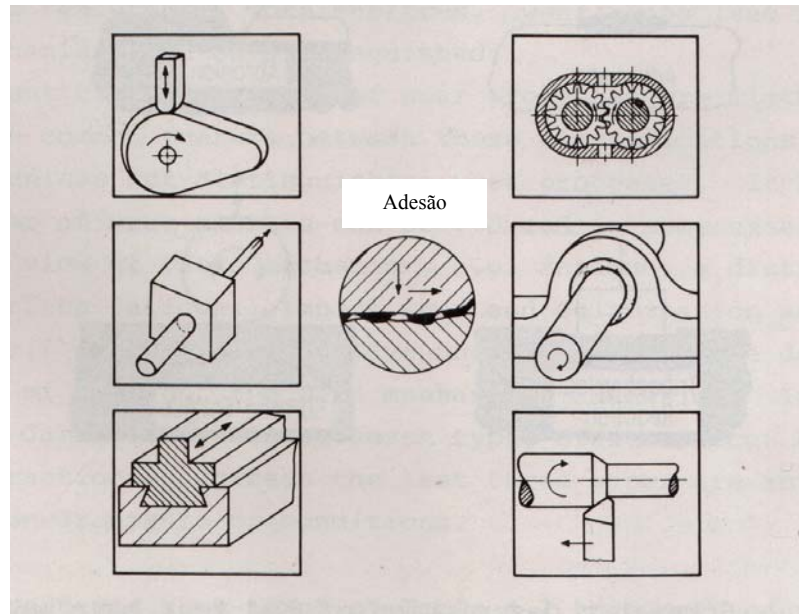


Figura 2.23 – Sistema tribológico sujeito a desgaste adesivo (Zum-Gahr, 1987).

Um exemplo de uma superfície submetida ao desgaste adesivo é mostrado na figura 2.24. Neste caso um pino de aço dúctil de 6 mm de diâmetro carregado com 100 N é rotacionado a 60 rpm em uma superfície polida de um disco de aço de alta dureza. O material transfere-se do aço de maior ductilidade para a superfície do material de alta dureza.

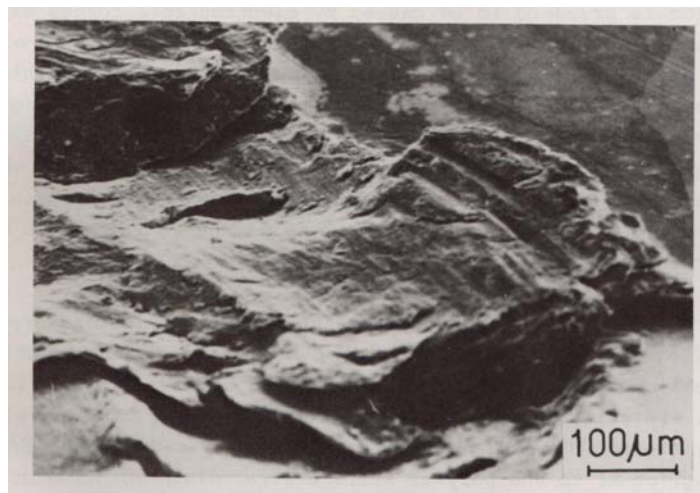


Figura 2.24 – Aspecto da fratura de um aço dúctil devido à adesão durante deslizamento contra um aço de alta dureza (Bely, 1982).

A figura 2.25 mostra sistemas nos quais o mecanismo de abrasão é predominante. Sistemas de escorregamento, sistemas hidráulicos, extrusão, corte de rochas, matrizes de conformação e escorregamentos nos quais a superfície da contra-peça exibe protuberâncias ou partículas de alta dureza resultando em desgaste devido à abrasão.

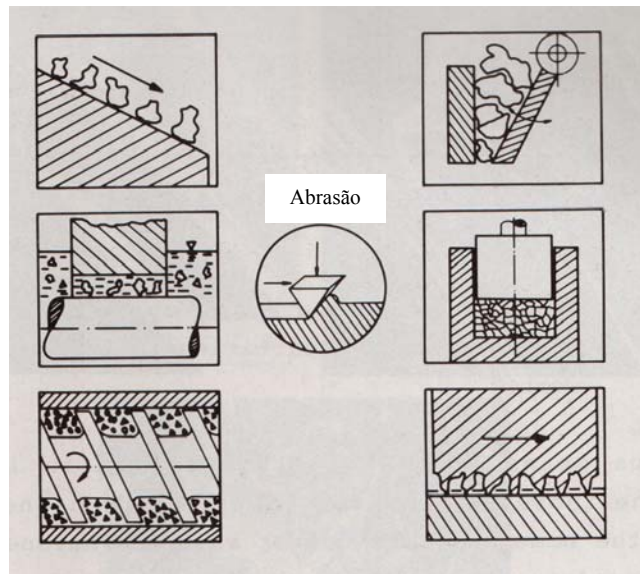


Figura 2.25 – Sistemas sujeitos a desgaste abrasivo (Zum-Gahr, 1987).

O desgaste por fadiga pode causar severas falhas em trilhos, rodas, rolamentos, mancais, rodas dentadas, cilindros de laminação à quente ou à frio, bombas que sofrem impactos de partículas em suspensão em fluídos ou cavitação e em processos de conformação mecânica como prensagem e martelamento, etc. A figura 2.26 mostra alguns exemplos. Um exemplo de superfície desgastada por fadiga é mostrado na figura 2.27, onde a superfície sofre pequenos lascamentos devido a rolamento/escorregamento.

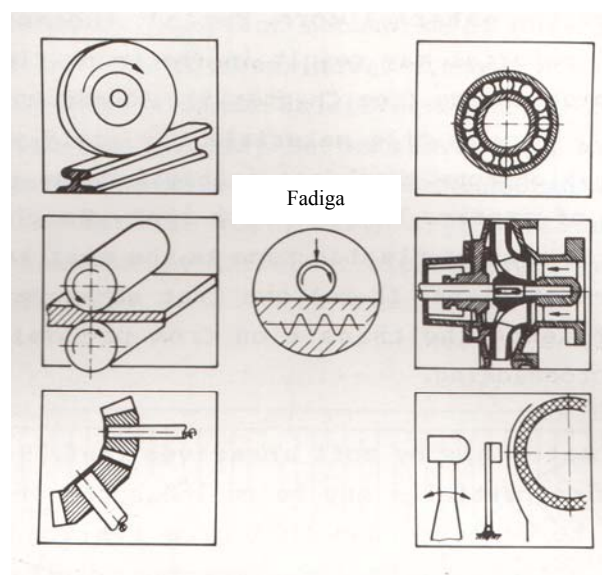


Figura 2.26 – Sistemas tribológicos que sofrem fadiga (Zum-Gahr, 1987).

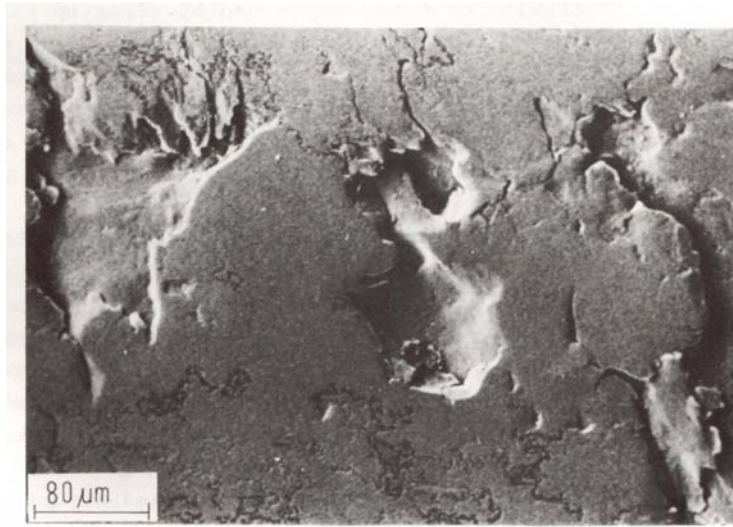


Figura 2.27 – Lascamentos em superfícies de aço temperado – 60 HRC (Zum-Gahr, 1987).

A Figura 2.28 mostra um exemplo de falha em um mancal de uma bomba hidráulica causado por desgaste de fadiga.

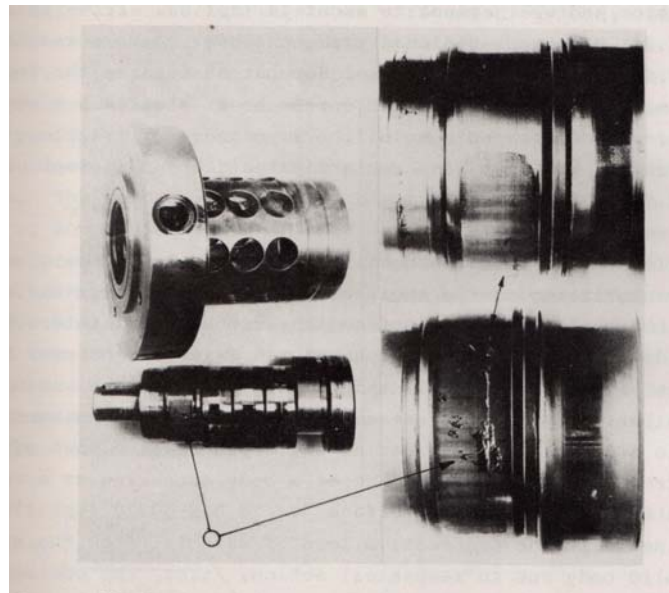


Figura 2.28 – Falha de desgaste de mancal de esferas (Zum-Gahr, 1987).

A superfície danificada da pista interna do rolamento da bomba hidráulica da figura 2.28 é mostrada na figura 2.29. Pequenos lascamentos são formados no meio do canal de rolamento, como é mostrado em pequena e grande ampliação nas figuras 29a e

2.29b, respectivamente. As figuras 2.29c e 2.29d indicam a possível origem das trincas abaixo da superfície que resulta em grandes lascamentos.

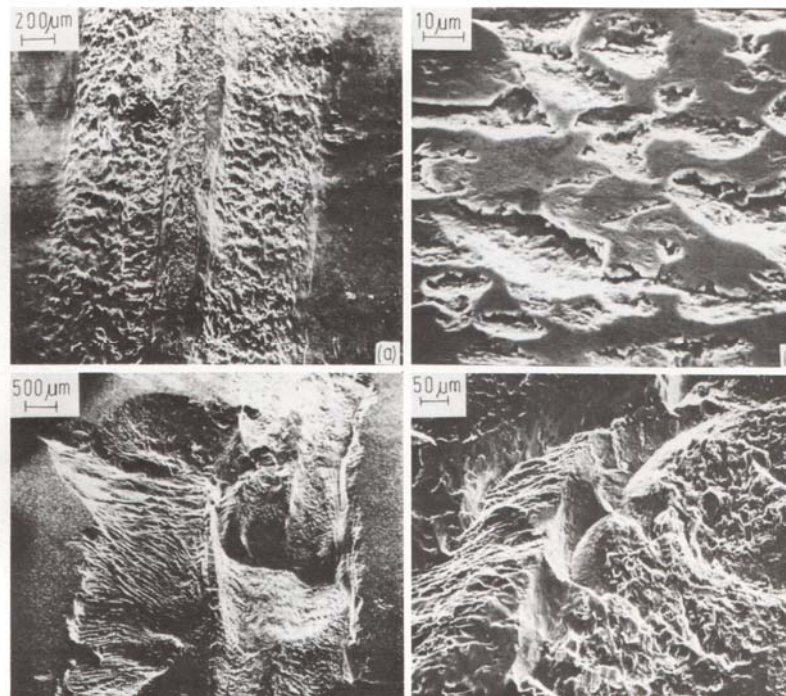


Figura 2.29 – Superfície danificada da pista interna do rolamento devido a fadiga da superfície (Rowson, 1981).

A figura 2.30 mostra a microestrutura do mancal da figura 2.28 e identifica as possíveis causas para iniciação da fadiga, que são as áreas claras. Elas podem ocorrer na superfície ou abaixo da mesma e são mais duras que o material ao redor, como indicado pelo tamanho das marcas de microdureza. Esta região clara é resultante de deformações plásticas e picos de alta temperatura devido às altas tensões locais. A temperatura pode crescer pontualmente devido a alta velocidade de escorregamento, altas tensões de contato ou concentradores de tensões, como inclusões e trincas.

De acordo com as teorias existentes o material claro pode ser martensita com finos carbonetos dispersos (Bush et al., 1961), ferrita com estrutura celular menor que 0,1 μm, às vezes com carbonetos (O'Brien et al., 1966) ou martensita não revenida (Schlicht, 1973).

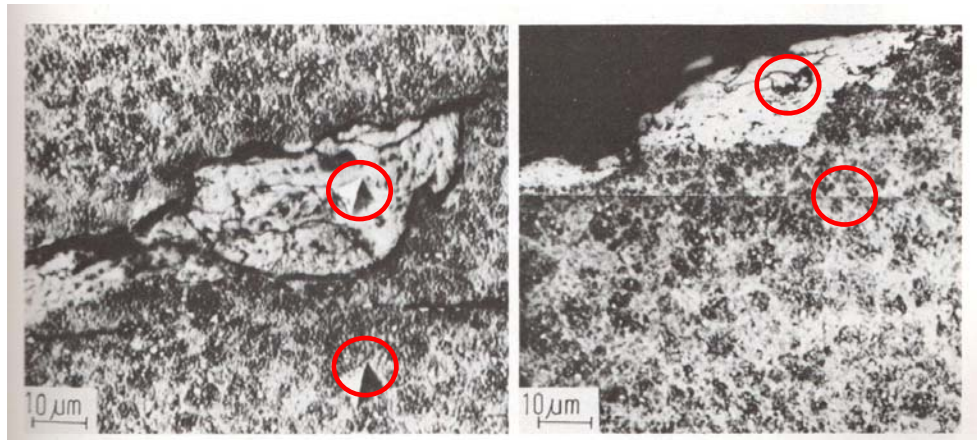


Figura 2.30 – Zonas brancas abaixo e na superfície danificada de aço temperado de mancais com 0,9 % C e 1 % Cr (Bush et al., 1961).

Superfícies sob compressão são particularmente danificadas por desgaste triboquímico, por exemplo, contato entre anéis de correntes e cabos de aço, mancais, capas de rolamentos, rodas de trem e trilhos (Figura 2.31). Rebites em chapas metálicas, embreagens e lâminas de molas de feixes são outros componentes que podem sofrer desgaste devido a reações químicas.

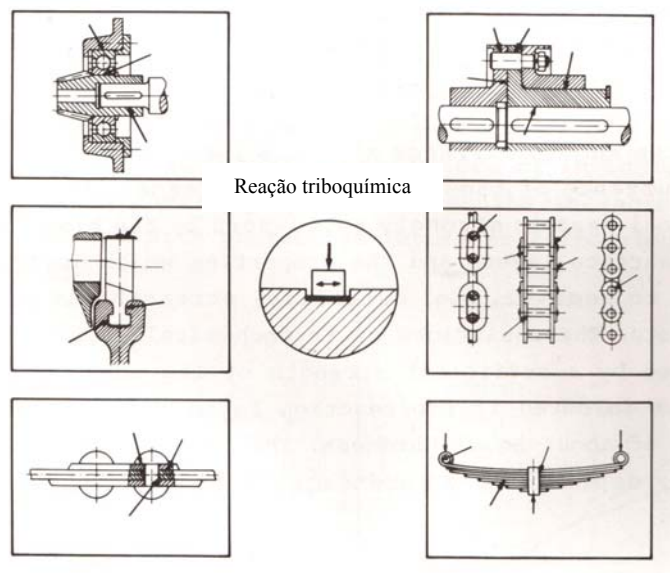


Figura 2.31 – Sistemas tribológicos danificados por desgaste triboquímico (Zum-Gahr, 1987).

A figura 2.32 mostra camadas superficiais (áreas escuras) cobertas por um filme óxido, formado por reação triboquímica em lubrificação deficiente de contato de rolamento/escorregamento em aço.



Figura 2.32 – Reação triboquímica devido ao contato de rolamento/escorregamento em uma superfície de uma matriz de aço 90 MnCrV8 (0,9 % C) (Waterhouse, 1975).

Os sistemas tribológicos podem comumente ser danificados pela ação simultânea de mais de um mecanismo de desgaste, como mostrados nos exemplos a seguir.

Na superfície de contato de duas rodas dentadas pode-se ter adesão, abrasão, fadiga e reação triboquímica, simultaneamente. O contato inicial de dois dentes envolve escorregamento, o qual resulta em desgaste devido a adesão e abrasão das cristas e raízes dos dentes, e adicionalmente, reações triboquímicas podem ocorrer em ambientes corrosivos.

Um desgaste bastante acentuado é mostrado na figura 2.33, onde os flancos dos dentes exibem lascamentos na superfície de um aço cementado, temperado e revestido com cromo. A superfície danificada do dente com revestimento a base de cromo é mostrada na figura 2.34 para diferentes posições relativas da linha de contato.



Figura 2.33 – Roda dentada cônica danificada após 6 meses em serviço (Zum-Gahr, 1987).

O contato de rolamento e escorregamento resulta em início de trincas nas superfícies sobrecarregadas. Devido às forças de tração variadas impostas pelo dente oposto em contato, as trincas podem propagar-se em diferentes direções com relação à superfície, tanto acima, quanto abaixo da linha de contato.

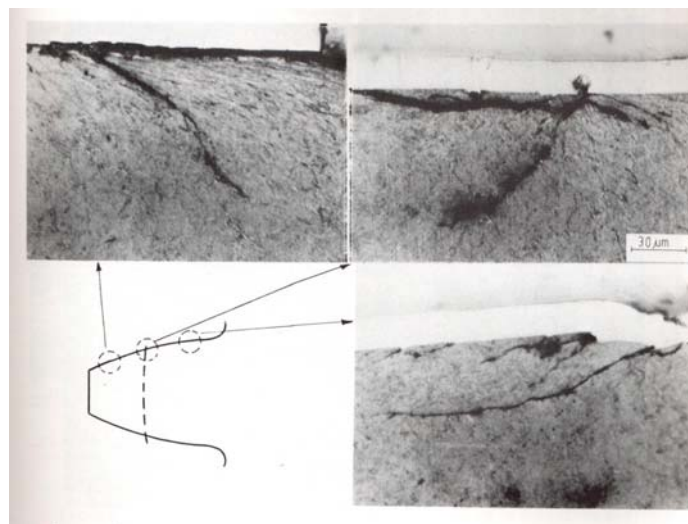


Figura 2.34 – Superfície trincada do flanco de um dente da roda dentada mostrada na figura 2.33 (Zum-Gahr, 1987).

A figura 2.35 mostra a superfície frontal de desgaste de um bocal usado para jateamento. Durante o jateamento, esferas de aço deixam o bocal e colidem com o corpo de prova. Muitas destas esferas colidem com a superfície do corpo de prova e podem retornar a superfície frontal do bocal, particularmente quando o ângulo de incidência das

esferas no mesmo é de 90° . A colisão de esferas no bocal resulta em danos como, desgaste devido à fadiga e adesão.

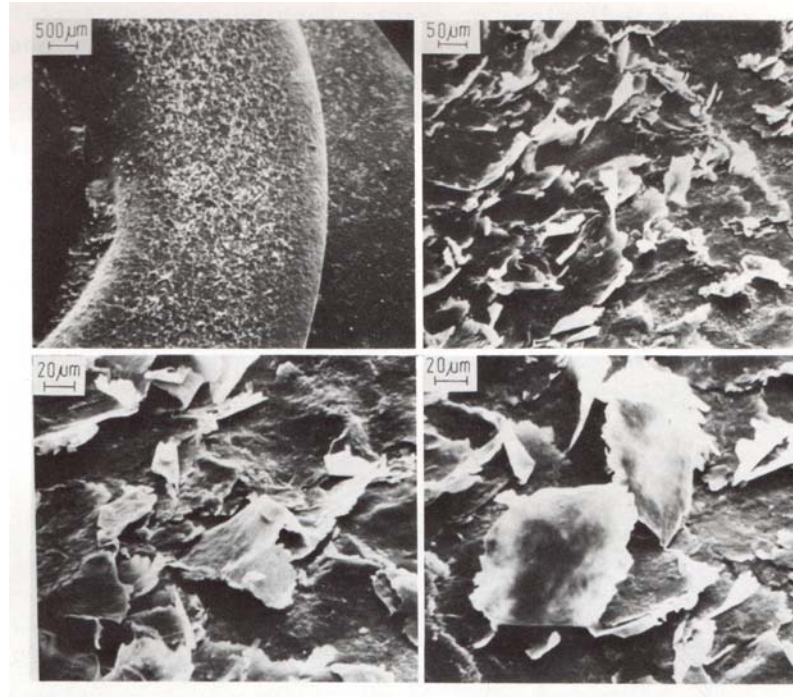


Figura 2.35 – Superfície frontal de um bocal desgastado por colisão de esferas de aço (Bush et al., 1961).

A superfície de desgaste de um cilindro de um motor de combustão interna é mostrada na figura 2.36. O material é transferido do pistão de alumínio para o cilindro de ferro fundido cinzento, causando um dano principalmente devido a transferência de material (adesão) e arrancamento (abrasão).



Figura 2.36 – Cilindro de um motor de automóvel danificado por transferência de material - adesão e abrasão (Zum-Gahr, 1987).

As superfícies desgastadas de um braço de balancim e do came do eixo de comando de válvulas são mostradas na figura 2.37. Estes componentes do motor são desgastados principalmente por adesão e abrasão.

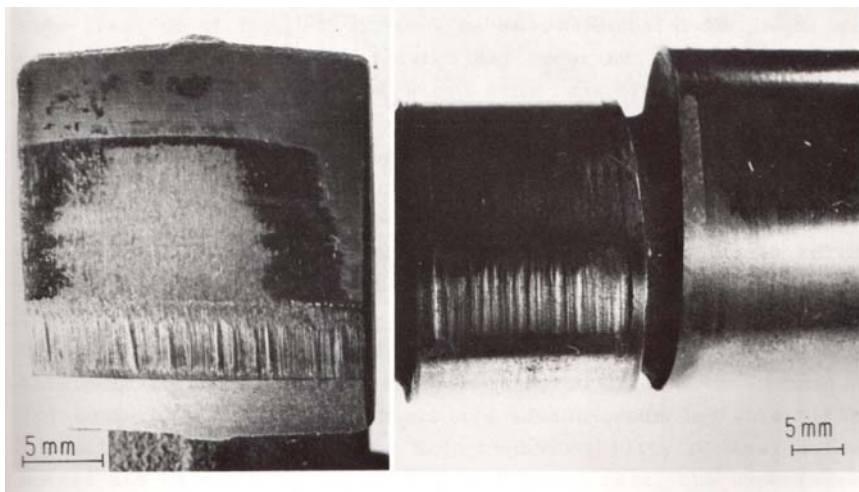


Figura 2.37 – Braço de balancim e came de eixo de comando de válvulas de um motor de automóvel (Zum-Gahr, 1987).

2.7 - Tratamentos e revestimentos superficiais

Ferramentas com tratamentos e revestimentos superficiais resistentes ao desgaste estão sendo cada vez mais utilizadas devido a substancial melhoria de desempenho, baseada na redução do atrito e empastamento. A Deposição Química de Vapor (C.V.D.), em escala industrial, teve início nos anos 60 quando foi desenvolvida para a deposição de revestimentos superficiais resistentes ao desgaste, tais como TiC e TiN em metais duros. Nos anos 70 foi desenvolvido o processo de Deposição Física de Vapor (P.V.D.) pela Balzers na Europa e simultaneamente pela ULVAC e Sumitomo no Japão. Esta técnica, devido a baixa temperatura utilizada permitiu revestir ferramentas de aço rápido sem perda de dureza da matriz e conseqüentes necessidades de um novo tratamento térmico de têmpera. Além das técnicas já mencionadas, outras técnicas de tratamentos superficiais tais como eletrodeposição, nitretação, boretação, oxidação negra, etc, atualmente são utilizadas para aumentar a durabilidade de ferramentas de conformação mecânica (Brink, 1998; Bell, 1991).

A seguir serão apresentados alguns aspectos gerais sobre nitretação por plasma, deposição por P.V.D. (ambos utilizados no trabalho) e C.V.D..

2.7.1 - Tratamento de Nitretação por Plasma

O tratamento de nitretação é realizado em baixas temperaturas, onde a solubilidade máxima de nitrogênio na matriz é de 0,1 % em massa (Oliveira et al, 2002). Quando o teor de nitrogênio excede este valor, ocorre a formação de nitretos. O primeiro nitreto a se formar é o γ -Fe₄N, tetragonal, estável até aproximadamente 6,1 % em massa de nitrogênio. Acima deste teor, ocorre a formação do nitreto ϵ -Fe₂₋₃N, hexagonal. Em geral, a superfície nitretada é vista no microscópio óptico como tendo uma camada de compostos, denominada de camada branca, na região mais externa da superfície, seguida pela zona de difusão, perfazendo camadas em torno de 300 μ m.

Os processos de nitretação tradicionalmente utilizados na indústria, são a nitretação gasosa com amônia e a nitretação em banho de sais. Entretanto, estes processos são limitados com relação ao controle metalúrgico da superfície nitretada, a aderência da camada e ao aspecto ambiental e da saúde humana, o que torna crítica a sua utilização no momento em que as empresas buscam a certificação com base na ISO 14.000 (Strömke & Dressler, 1985).

Uma solução para evitar estes problemas foi inicialmente proposta por Berghaus na década de 30, entretanto, as limitações tecnológicas da época impediram o desenvolvimento pleno do processo (Oliveira et al, 2002). Os novos desenvolvimentos com o controle computadorizado do processo e a automação permitiram o desenvolvimento da nitretação por plasma e seu uso em escala industrial.

Durante o processo, uma diferença de potencial de 100 a 1500 V é imposta entre a parede do forno (ânodo) e a peça (catodo). Sob condições controladas de temperatura (entre 380 e 600 °C), pressão (entre 13 e 1300 Pa) e mistura gasosa é possível gerar uma descarga brilhante, o plasma, que cobre completamente as superfícies das peças, como mostrado na figura 2.38.

O plasma é constituído por nitrogênio ionizado e elétrons, acelerados em um campo elétrico, de acordo com a reação:



A elevada energia cinética com que os íons colidem com a superfície do substrato, na região da bainha do plasma, gera calor e promove a limpeza, a despassivação e a ativação da superfície. Com isto, promovem-se as reações na superfície e a difusão do nitrogênio na peça (Pinedo, 1995; Costa, 1998). Uma representação esquemática do reator de plasma utilizado na nitretação é apresentada nas figuras 2.39 e 2.40.



Figura 2.38 – Componente sob nitretação a plasma.

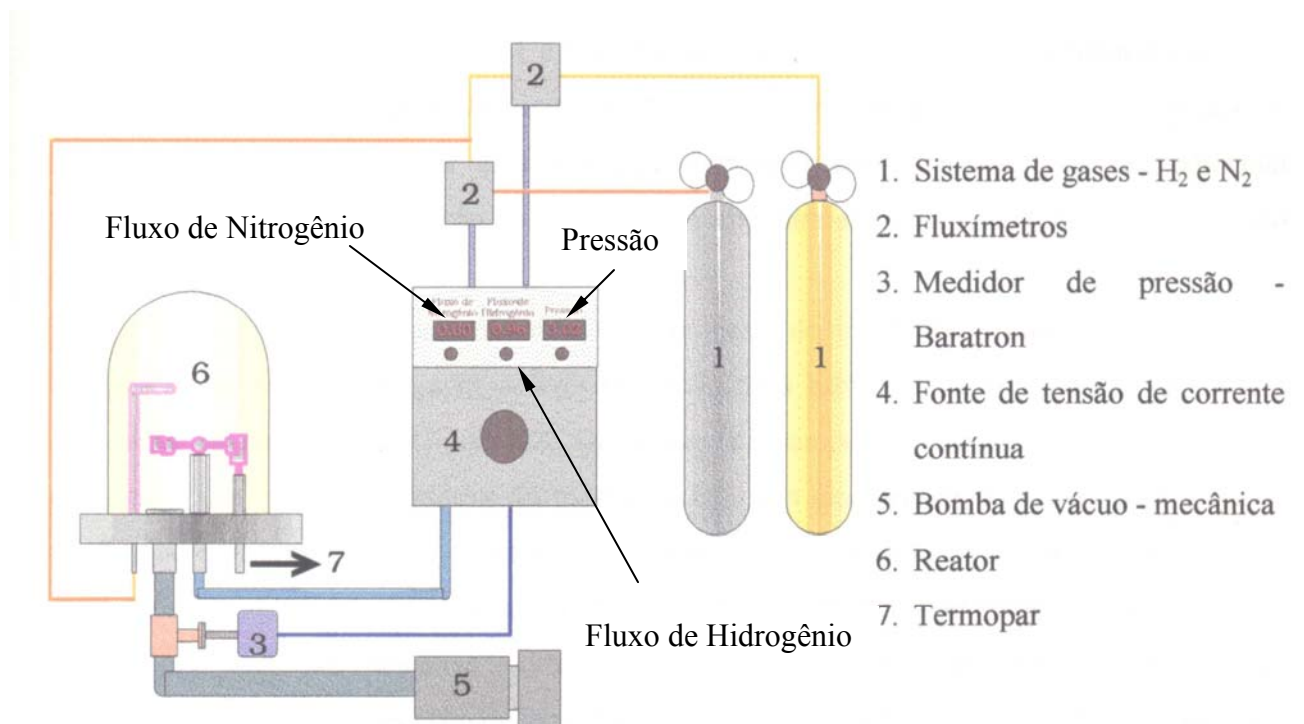


Figura 2.39 - Esquema do reator de nitretação (Alves, 1996).

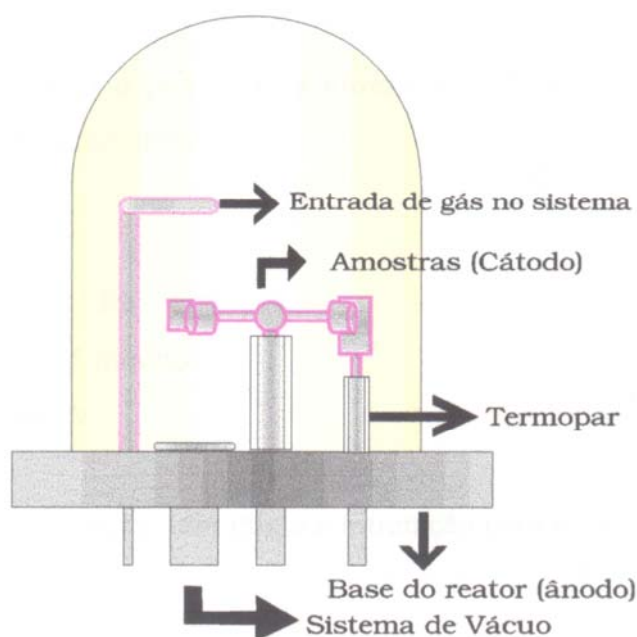


Figura 2.40 - Reator de nitretação (Alves, 1996).

A maior vantagem da nitretação por plasma é a possibilidade de controlar a metalurgia da camada nitretada (Edenhofer, 1974; Costa, 1998). Para um mesmo aço, este processo permite variar o tipo de nitreto formado na camada de compostos e até mesmo impedir a formação desta camada. Para isto deve-se controlar precisamente: a composição da mistura gasosa, a temperatura e o tempo de nitretação (Bell et al., 1996), como mostrado na figura 2.41. É importante enfatizar, que a composição química do substrato desempenha um papel importante sobre a metalurgia da superfície nitretada (Jones et al., 1973; Bochinni et al., 1990).

A profundidade da camada nitretada é controlada pela temperatura e tempo de processo. A nitretação sem a camada de compostos é realizada utilizando-se um baixo potencial de nitrogênio e/ou tempos curtos de nitretação. Elevando-se o potencial de nitrogênio, bem como adicionando-se metano, forma-se preferencialmente camada de compostos com nitreto do tipo $\epsilon\text{-Fe}_2\text{-}_3\text{N}$.

O controle da camada nitretada permite adequá-la a sua utilização, como mostrado a seguir.

A formação de camada branca melhora a resistência à fadiga devido as tensões residuais de compressão e aumenta a microdureza para valores da ordem de 1500 HV. Camadas brancas muito espessas tendem, entretanto, a se destacar, originando microlascamentos e prejudicando a resistência à fadiga do componente.

A ductilidade da camada nitretada é consideravelmente maior, se esta for composta apenas de zona de difusão. Camadas de compostos contendo somente um tipo de nitreto apresentam melhor resistência ao desgaste. A presença de camada branca diminui o coeficiente de atrito seco do material nitretado, resultando em maior resistência ao desgaste adesivo. Já camadas nitretadas formadas apenas por zona de difusão possuem alto coeficiente de atrito, provocando adesão intensa na superfície do material.

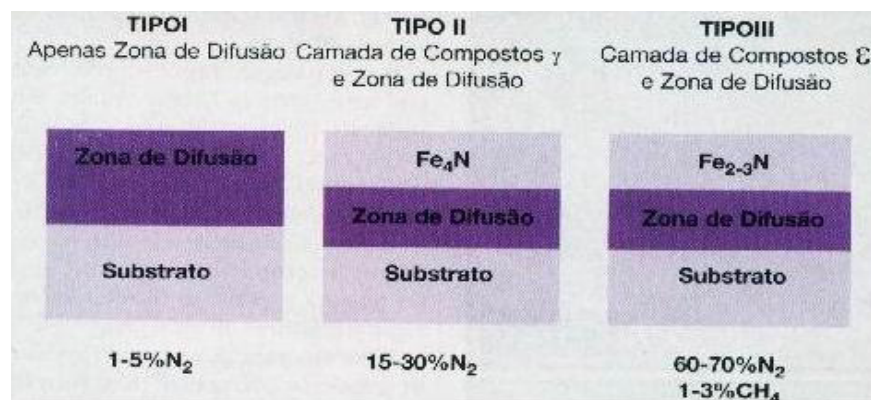


Figura 2.41 – Composição das várias camadas de compostos que poderão ser formadas na nitretação a plasma (Bell et al., 1996).

2.7.2 - Deposição Química de Vapor – C.V.D.

A técnica C.V.D. teve sua origem na idade média, desde que se considere a vitrificação de cerâmica ou porcelana como uma forma primitiva de C.V.D.. Entretanto, as primeiras experiências no uso de C.V.D. para a deposição de materiais duros no aço foram realizadas em 1953/54 por Munster e Ruppel na Alemanha (Brink, 1998).

A Deposição Química de Vapor pode ser definida como um método de síntese, na qual os constituintes da fase vapor, reagem para formar uma camada sólida em uma superfície. Portanto, o conhecimento do tipo de reação química e a sua extensão são essenciais para o processo C.V.D.. Além disso, os efeitos das diversas variáveis do processo tais como temperatura, pressão, concentração e fluxos, devem ser considerados (Brink, 1998).

As reações químicas nos sistemas C.V.D. (Zeilmann, 1997) ocorrem em reatores de baixa pressão, onde a difusão de um gás inerte é inversamente proporcional à pressão. Então, como a pressão utilizada é menor que a pressão atmosférica (de 760 Torr para 0,5-1 Torr), a difusão é facilitada e o efeito real é um aumento da transferência da fase gasosa dos reagentes para e por produtos da superfície e o determinativo da velocidade é a reação na superfície. Os resultados são uma camada bem aderente, com boa uniformidade, boa homogeneidade estrutural e boa cobertura.

Uma variação no processo leva a melhorar a preparação da superfície “in situ” por um plasma usando a peça com potencial negativo. Então, a peça aquecida é adicionalmente limpa por desintegração catódica. Esta variação do processo aumenta também a força de lançamento ou a capacidade para depositar uniformemente nos contornos e áreas reentrantes.

O processo C.V.D. de revestimento de ferramentas para resistência ao atrito, é conduzido normalmente em temperaturas acima de 1000 °C. Nestas temperaturas as peças sofrem um auto-tratamento de limpeza, o qual pode ser melhorado pela desintegração catódica, com uma adesão de camada, em geral, excelente. Esta técnica hoje é bastante usada para revestir ferramentas de metal duro, as quais não são muito afetadas pela elevada temperatura do processo, ou seja, não necessitam um novo tratamento térmico de têmpera, como é o caso dos aços que perdem sua resistência mecânica.

Porém, mesmo ferramentas de metal duro sofrem certas reações com os constituintes da fase de vapor que podem ocasionar uma certa fragilização, como por exemplo, a redução de cerca e 40 % da resistência à flexão de certos insertos (Brink, 1998). Esta fragilização é causada pela formação da fase $\epsilon\text{-Fe}_{2,3}\text{N}$, quebradiça, que não pode ser evitada, restringindo o processo para aplicações em metal duro (por exemplo, não se tem tido sucesso em operações de corte intermitente). Como temperaturas de 1000 °C são superiores à temperatura de revenimento de qualquer aço rápido ou aço ferramenta, estes devem ser retemperados, revenidos novamente e retificados devido a problemas de distorsão.

2.7.3 - Deposição Física de Vapor – P.V.D.

As restrições de temperatura no processo C.V.D. provocaram pesquisas e desenvolvimentos, culminado com o processo P.V.D., Deposição Física de Vapor, que utiliza baixas temperaturas. O processo de revestimento pode ser executado abaixo da temperatura de revenimento do aço rápido e de outros aços ferramenta (Brink, 1998; Fontana, 1997; Zeilmann, 1997).

Em geral o P.V.D. é um processo no qual um componente metálico reativo, em estado sólido, por exemplo o Titânio, substitui o meio gasoso de reação do C.V.D., como pode ser observado na figura 2.42. Três diferentes processos de P.V.D. são usados para sublimar o material do revestimento, como mostrado a seguir.

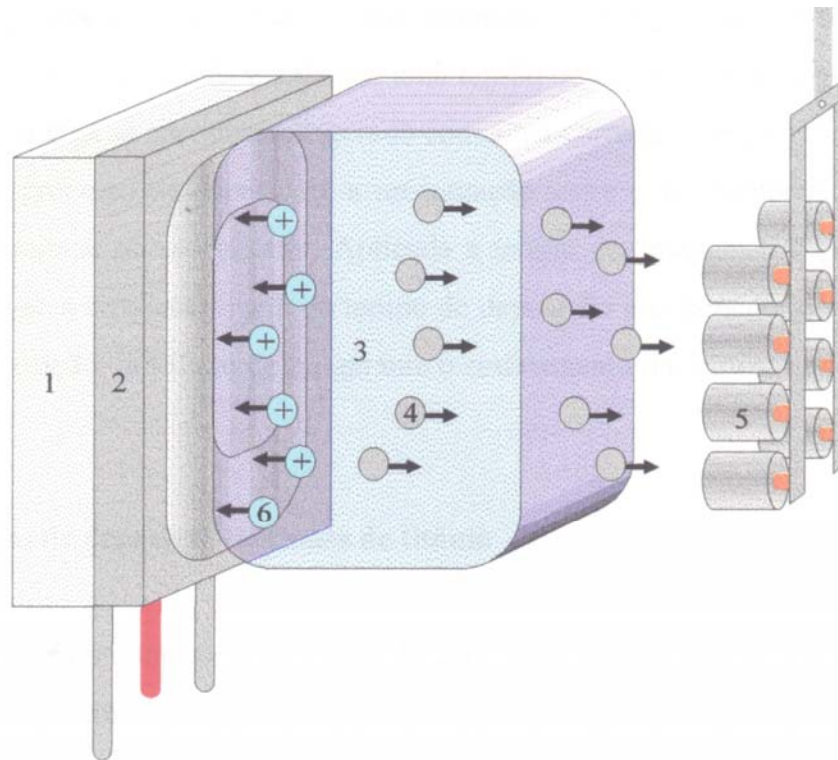


Figura 2.42 - Descarga no “magnetron” – Magnetron (1), alvo de Ti (2), descarga (3), átomos do alvo (4), peças a serem revestidas (5) e íons de argônio (6) (Alves, 1996).

- Deposição por Evaporação em Vácuo

O agente de deposição é evaporado em vácuo por meios térmicos tais como pistola de raio eletrônico ou resistências e as partículas evaporadas são depositadas condensadas na superfície das peças a serem revestidas. A limitada energia cinética dos átomos é responsável pela baixa adesão, além do que a reatividade dos átomos é limitada.

- Desintegração do Cátodo

Neste processo, também chamado “Desintegração Catódica”, íons carregados positivamente são acelerados em direção ao material a ser revestido pelo aquecimento por descarga elétrica. Este bombardeamento de íons sublima-os da fonte de revestimento e os deposita nas peças com elevada energia, na forma de uma camada pura e altamente adesiva. A temperatura da peça a ser revestida pode ser mantida bem abaixo da temperatura de revenido de, por exemplo, aço rápido e, portanto, estas podem ser acabadas antes do processo de revestimento sem nenhuma mudança dimensional. A desintegração catódica é sempre possível e vários materiais podem ser depositados. A desvantagem do processo é a baixa

velocidade de deposição e algumas dificuldades em se obter recobrimentos uniformes em peças com reentrância (Brink, 1998; Fontana, 1997).

- Deposição Iônica

A terceira técnica usada na tecnologia da Deposição Física de Vapor é a técnica da evaporação feita por plasma, mais conhecida pelo nome de Deposição Iônica (Ion Plating). Contrariamente ao processo anterior de desintegração catódica, as peças são submetidas ao bombardeamento iônico, antes e durante o processo de deposição. De certa forma, a técnica de evaporação feita por plasma combina as vantagens da desintegração catódica (boa aparência) com as altas velocidades de deposição do processo de deposição a vácuo. Normalmente, uma boa uniformidade dos revestimentos, mesmo em peças com reentrâncias, pode ser obtida, firmando a técnica como a mais utilizada atualmente.

O termo “Ion Plating” foi criado em 1961 por D.M.Mattox (Brink, 1998), embora o processo tenha sido patenteado por Berghaus em 1936. Mattox usou o termo “Ion Plating” para todas as técnicas de processo onde o crescimento de camadas de pequena espessura é realizado através do bombardeamento de partículas com alta energia para obter melhor adesão da camada e propriedades especiais. Atualmente, o termo “Ion Plating” é frequentemente usado para a técnica P.V.D. para camadas resistentes ao atrito em ferramentas de aço rápido.

No processo convencional de “Ion Plating” as peças são mantidas a alta voltagem em corrente contínua (tipicamente 1-5 KV) em uma atmosfera de gás inerte, por exemplo argônio, a cerca de 1×10^{-2} mbar. Os íons positivos aquecidos pela descarga são acelerados por um campo elétrico provocado pela queda catódica e como resultado íons de alta energia começam a bombardear a superfície das peças. Então, as peças são limpas constantemente antes e durante o processo de deposição. O material de revestimento é então evaporado pela descarga aquecida a baixa pressão onde é disperso e ionizado parcialmente pelas várias colisões.

Os íons do material de revestimento na descarga aquecida circundam as peças, e são acelerados por toda a superfície através do campo escuro do cátodo. Devido ao campo escuro do cátodo ter maior gradiente de campo, os íons são lançados à superfície das peças com alta energia. Em muitos casos, entretanto, o processo predominante é o de alta pressão de condensação de átomos neutros do material de revestimento. Muitos dos átomos neutros possuem alta energia, porque foram ionizados por um certo período de tempo ou foram impulsionados por íons já acelerados (Brink, 1998; Fontana, 1997).

Então, dois fenômenos diferentes ocorrem simultaneamente na superfície da peça. De um lado, a deposição do material de revestimento, átomos neutros e íons, de outro, a

desintegração catódica do depósito por argônio e material de revestimento, íons e átomos neutros de alta energia. Portanto, a velocidade de deposição efetiva é determinada pela velocidade relativa destes dois fenômenos. A formação da camada e seu crescimento somente ocorrerão se a velocidade de deposição do material de revestimento superar a de desintegração catódica. Em geral, todos os revestimentos depositados por “Íon Plating” são caracterizados por:

- Forte aderência de camada, mesmo no caso de materiais, que não formam normalmente interfaces aderentes;
- Alta uniformidade de revestimento em materiais com reentrâncias;
- Alta densidade de camada e estrutura granular extremamente fina.

Tratamentos em que ocorre formação de dupla camada, chamados de PAPVD têm conferido excelente desempenho a ferramentas. Nesses casos a nitretação a plasma é feita com o objetivo de formar um substrato de maior dureza na ferramenta, sobre o qual aplica-se uma fina camada (5µm) de TiN por processo de deposição Física de Vapor – P.V.D., através de reatores similares aos de nitretação a plasma e obtendo microdurezas da ordem de 2500 HV.

CAPÍTULO 3

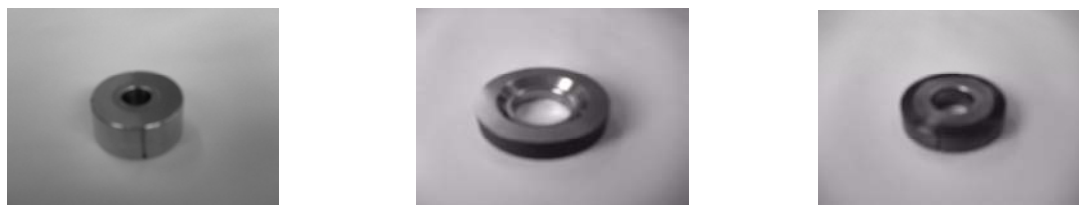
METODOLOGIA, MÉTODOS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 – Metodologia Experimental

A Blufix Ind. & Com. Ltda vem se especializando nos últimos anos na fabricação de elementos especiais de fixação conformados a frio destinados principalmente a aplicações automotivas. Um dos grandes problemas deste processo de fabricação está relacionado ao desgaste das ferramentas de conformação mecânica a frio e, conseqüentemente pequena vida útil das mesmas.

No intuito de aumentar a vida útil destas ferramentas foi estudado o efeito de tratamentos e revestimentos superficiais no desgaste de ferramentas que apresentavam este problema e possuíam grande volume de produção.

Neste estudo foram selecionadas 2 ferramentas com desgaste excessivo, cuja denominação de desenho de processo da Blufix são, DP 368 e DP 259 e, uma ferramenta que apresentava problemas de trincamento e falha por ruptura total, denominada DP 584, conforme figura 3.1.



| 25 mm |

Figura 3.1 – Ferramentas utilizadas neste estudo, DP 259, 368 e 584, respectivamente.

As ferramentas selecionadas são fabricadas em aço VF 800 AT, da Villares Metal, para trabalho a frio, cuja composição química média é mostrada na tabela 3.1. As mesmas trabalham em processos de conformação mecânica a frio onde reduções de diâmetros da matéria-prima são executadas sob pressão no ferramental em máquinas de 3 estágios (Marcas Yern Yao e Hilgeland).

Tabela 3.1 – Composição química média do aço VF 800AT.

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,85 %	0,90 %	0,40 %	8,00 %	2,00 %	0,50 %

Os produtos fabricados com a utilização das referidas ferramentas são parafusos e pinos especiais de aço 10B22, cuja composição química típica é mostrada na tabela 3.2. Estas peças são utilizadas em bancos automotivos.

Tabela 3.2 – Composição química do aço ABNT 10B22.

C	Mn	Si	P máx.	S máx.	Al	Cr	B
0,19/0,23	1,05/1,25	0,15/0,30	0,020	0,010	0,02/0,08	0,10/0,20	0,001/0,003

O estudo do desgaste foi realizado em três condições, as quais são:

- 1 – Material temperado e revenido, que é a condição padrão de utilização.
- 2 – Material temperado e revenido e, posteriormente nitretado por plasma.
- 3 – Material temperado e revenido e, posteriormente revestido com carbonitreto de titânio.

O estudo do efeito destes tratamentos e revestimentos foi realizado em escala de laboratório através de testes conforme norma ASTM G65 e em escala industrial, pelo acompanhamento do desempenho das ferramentas com os diversos tratamentos e revestimentos em serviço.

3.2 – Métodos experimentais

A fim de analisar as ferramentas e corpos de prova fez-se uso de ensaios e testes conforme tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Número de ensaios e testes realizados.

	ESTADO	METALOGRAFIA	RUGOSIDADE	DUREZA	MICRODUREZA	ESTEREOSCOPIA	ENSAIO DE DESGASTE
CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE DESGASTE	TEMPERADO E REVENIDO	3	-	3	-	-	4
	NITRETADO	3	-	3	-	-	4
	CARBONITRETO DE TITÂNIO	3	-	3	-	-	4
CORPOS DE PROVA APÓS ENSAIO DE DESGASTE	TEMPERADO E REVENIDO	3	-	-	-	-	-
	NITRETADO	3	-	-	-	-	-
	CARBONITRETO DE TITÂNIO	3	-	-	-	-	-
PEÇAS ANTES UTILIZAÇÃO NA EMPRESA	TEMPERADO E REVENIDO		3				
	NITRETADO	3	3	3	-	-	-
	CARBONITRETO DE TITÂNIO	3	3	3	-	-	-
PEÇAS APÓS UTILIZAÇÃO NA EMPRESA	TEMPERADO E REVENIDO	3	3	3	3	3	-
	NITRETADO	3	3	-	3	3	-
	CARBONITRETO DE TITÂNIO	3	3	-	3	3	-

Inicialmente, foi verificado o tipo de desgaste das ferramentas através da análise por estereoscopia nas ferramentas desgastadas, com a qual pode-se determinar o mecanismo de desgaste (DIN 50320, 1979; Kalpakjian, 1995) que prevalece no processo de conformação específico.

Os tratamentos e revestimentos superficiais foram realizados através de processos de nitretação por plasma, sem a presença de camada branca (Brink, 1998), e por deposição física de vapor de carbonitreto de titânio.

Estes tratamentos foram realizados nos corpos de prova e ferramentas de conformação no laboratório de materiais da Universidade Federal de Santa Catarina (nitretação por plasma), juntamente com a empresa Brasimet (P.V.D. de carbonitreto de titânio).

A caracterização microestrutural dos corpos de prova utilizados nos ensaios de desgaste abrasivo e das ferramentas foi realizada através de análises microestruturais a fim de verificar o substrato e as camadas de tratamento e revestimento superficial aplicadas ao mesmo.

Esta análise foi realizada através de microscopia óptica e eletrônica de varredura, determinando espessura de camada e definindo pontos importantes da análise.

Foram realizados os ensaios de dureza e microdureza com o objetivo de conferir a resistência à deformação plástica das ferramentas, depois de temperadas e revenidas e, mostrar o acréscimo na dureza superficial adquirido durante a conformação do aço e quando da adição de camadas duras de nitreto e carbonitreto de titânio no ferramental, respectivamente, além de verificar o tamanho das camadas depositadas.

O ensaio de rugosidade que tem como objetivo verificar as ranhuras formadas pelo material abrasivo nas ferramentas durante o processo de conformação mecânica e comparar a redução desta rugosidade através da aplicação dos tratamentos e revestimentos superficiais, melhorando o desempenho no processo de conformação mecânica dos produtos fabricados.

Nesta análise procurou-se comparar as diferentes ferramentas com diferentes configurações, ou seja, peças com e sem tratamento ou revestimento superficial, além da análise de peças desgastadas por abrasão e peças que ainda não foram submetidas ao desgaste.

Observações como estas podem retratar o fenômeno ocorrido quando do tratamento ou revestimento de superfícies usinadas, além de mostrar as ranhuras de desgaste, tanto nas ferramentas tratadas ou revestidas, quanto nas sem tratamento ou revestimento.

O ensaio de desgaste foi realizado segundo a norma ASTM G65, na qual aplica-se uma rotação a um disco metálico revestido por borracha e o mesmo entra em contato com os corpos de prova, que permanecem estáticos e um material abrasivo flui por entre ambos, gerando um desgaste abrasivo das camadas de revestimento e tratamento superficiais, além do substrato.

A avaliação do desgaste na indústria foi realizado utilizando-se de cartas de controle estatístico de processo.

3.3 - Procedimentos experimentais

Estereoscopia

A fim de definir qual o mecanismo de desgaste foi mais atuantes durante o processo de extrusão nas ferramentas de conformação mecânica foi feita uma análise estereoscópica em ferramentas cortadas para facilitar a visualização das linhas de desgaste na superfície interna da mesma. Nesta região ocorre o atrito entre esta e a matéria-prima utilizada para a fabricação dos elementos especiais de fixação. Utilizou-se várias ampliações e intensidades de luminosidade em um estereoscópio Olympus SZCTV, com câmera Olympus DP11.

O procedimento de verificação foi bastante dificultado pelo fato da ferramenta apresentar uma superfície circular, na qual, quando da utilização de maiores ampliações a definição não possuía boa nitidez no aparelho.

Caracterização microestrutural

A preparação de amostras para metalografia fez-se através de procedimentos usuais de análise microestrutural. O ataque químico foi realizado utilizando-se Nital 5 % (95 % álcool etílico e 5 % ácido nítrico). As análises micrográficas foram realizadas por microscopia óptica usando um microscópio modelo 84342 – Neomet Union; e por meio de microscópio eletrônico de varredura, modelo Philips XL 30.

Estas análises objetivaram a verificação da microestrutura do substrato e das camadas de tratamento e revestimento superficial, onde se pode mensurar o tamanho destas camadas e comparar com os demais ensaios realizados.

Dureza

Estes ensaios foram realizados através de medições de dureza Rockwell C em um durômetro Officine Galileo com carga de 150 kgf diretamente sobre a superfície externa das ferramentas e corpos de prova nas suas diversas configurações. Foram realizadas três medições de dureza para cada uma das ferramentas analisadas.

Microdureza

As ferramentas já utilizadas para conformação mecânica, ou seja, ferramentas desgastadas foram cortadas transversalmente para que a microdureza fosse medida desde a superfície externa até a superfície interna da mesma, ou seja, desde o diâmetro externo até o diâmetro interno, verificando a variação de microdureza imposta pela conformação da matéria-prima sobre a ferramenta, além da influência dos tratamentos e revestimentos superficiais, podendo verificar a espessura de camada destes. Estas medições foram realizadas em um microdurômetro Shimadzu HMV 2, com carga de 1 kg.

Rugosidade

Foram realizadas três medições de rugosidade para cada uma das ferramentas com e sem desgaste, nas diversas configurações propostas, ou seja, com e sem tratamento e revestimento superficial, determinando os principais valores de profundidades de rugosidade.

Esta rugosidade foi analisada através de um rugosímetro de bancada marca Perthen – Modelo S8P, apalpador mecânico com raio de ponta de 10 μm sem patim (modelo FRW 7So), filtro digital do tipo gaussiano e “cut-off” (λ_c) segundo norma DIN 4768.

Para realização deste ensaio necessitou-se determinar algumas características como, por exemplo, o valor de “cut-off” (λ_c). Este valor de “cut-off” (λ_c) é baseado em um resultado preliminar de medição da rugosidade. Entretanto, para algumas ferramentas, a escolha de um intervalo menor do que o recomendado pela norma DIN 4768 é consequência do comprimento transversal total da amostra ser muito pequeno.

Em algumas peças foi utilizado o valor $\lambda_c=0,25$ mm, enquanto o que deveria ser utilizado era de $\lambda_c=0,8$ mm.

Tratamento e Revestimento Superficial

O tratamento superficial de nitretação por plasma nas ferramentas de conformação mecânica a frio e nos corpos de prova utilizados no ensaio de desgaste foi realizado de forma que a camada mais externa, chamada camada branca, se apresentasse bastante reduzida, pois a mesma possui uma fragilidade tal que, no caso de conformação poderia resultar em deslocamento desta camada. Neste caso a temperatura de tratamento foi de 450°C, ou seja, bastante reduzida em relação aos usuais 550 °C.

Os parâmetros utilizados na nitretação a plasma foram:

- $T = 450^\circ\text{C}$
- $t = 2$ horas
- $P = 4$ mbar
- Mistura gasosa = 5 % N_2 + 95 % H_2
- Fluxo de entrada = 300 cm^3/min .

Os parâmetros utilizados na deposição por P.V.D. de carbonitreto de titânio foram:

- $T = 450^\circ\text{C}$
- $t = 4$ horas
- $P = 3 \times 10^{-2}$ mbar
- Mistura gasosa = 50 % C_2H_2 + 50 % N_2
- Fluxo de entrada = 200 cm^3/min .

Ensaio de desgaste

O princípio de funcionamento deste teste baseia-se no contato de um disco, com uma rotação específica, com um corpo de prova de 1" de largura, 3" de comprimento e 0,12-0,5" de espessura, através de um disco metálico revestido em sua superfície com uma borracha, como mostra a figura 3.2.

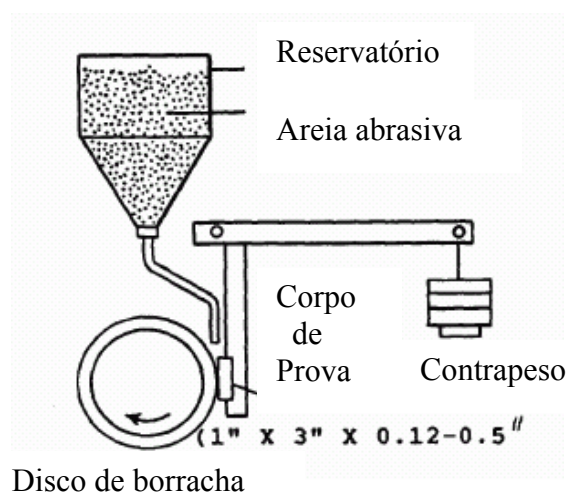


Figura 3.2 – Esquema representando as dimensões do corpo de prova (ASTM G65, 1991).

Foram utilizados os procedimentos de ensaio “B” e “C”. O procedimento “B”, de mais longa duração é indicado para aços ferramentas e o “C”, de menor duração, é indicado para verificação de desgaste de camadas superficiais. A fim de se utilizar o mesmo corpo de prova para os dois ensaios adotou-se o seguinte procedimento:

Desta forma os 10 minutos de testes foram divididos em um procedimento “C”, com um tempo despendido de 30 segundos, onde os corpos de prova são ensaiados, retirados para limpeza com ultra-som, verificado a perda de massa relativa as camadas revestidas ou tratadas superficialmente e então é iniciado o procedimento “B”, com um tempo de 9 minutos e 30 segundos, com as mesmas limpezas e verificações de perda de massa, porém nesta fase estas perdas deveriam ser relativas ao substrato, onde o coeficiente de variação dos diversos testes deve ser menor ou igual a 7 %, conforme norma ASTM G65.

Para realização deste procedimento necessitou-se aferir a máquina de desgaste conforme norma ASTM G65.

A partir de então pode-se prosseguir os testes com os corpos de prova de VF 800 AT temperado e revenido, nitretado e com carbonitreto de titânio.

Para realização do teste através do procedimento “B”, utilizou-se areia de granulação 50 (0,3 mm), com um fluxo aproximado de 350 g/minuto e tempo de teste de 10 minutos a 200 r.p.m. para cada corpo de prova, como mostram as figura 3.3 e 3.4.

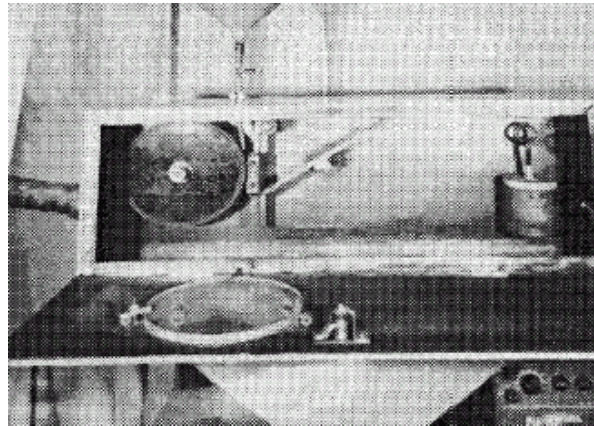


Figura 3.3 – Foto da máquina de ensaio de desgaste (ASTM G65, 1991).

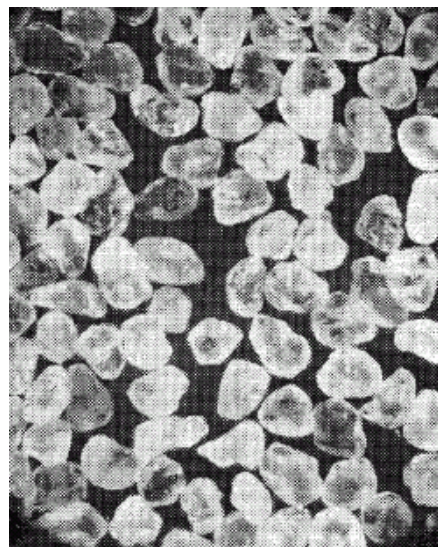


Figura 3.4 – Foto dos grãos abrasivos de areia (ASTM G65, 1991).

Para obtenção de uma confiabilidade do teste de 95%, calculou-se o número de corpos de prova necessários para um coeficiente de variação (v) de 8% e um erro permitido de amostras (e) de 8% obteve-se:

$$n = (1,96.v/e)^2 = (1,96.8/8)^2 = 4 \text{ corpos de prova}$$

Medição do desgaste industrial

A fim de registrar o desgaste abrasivo ocorrido nas matrizes de conformação mecânica a frio obtinha-se a média aritmética de três medidas do diâmetro do corpo dos produtos através de micrômetros externos, a cada 20 minutos, onde o operador registra os valores encontrados na carta de controle estatístico de processo – C.E.P. e então, faz-se à análise dos dados registrados durante um período de tempo que gira entre 30 e 100 horas de estudo.

Para cada uma das ferramentas definiu-se limites inferiores e superiores de dimensional permitido, ou seja; a ferramenta 259 possui um dimensional permitido de 14,80 a 14,90 mm, de 7,08 a 7,13 mm para a ferramenta 368 e de 9,92 a 10,02 mm para a ferramenta 584.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – Análise da superfície de desgaste

A figura 4.1 mostra superfícies típicas da região de desgaste das ferramentas, no caso, a matriz 368. São observadas ranhuras bastante aparentes nas superfícies e regiões com aderência de material. Estes aspectos são características de desgaste abrasivo e adesivo, respectivamente (DIN50320, 1979). As outras duas ferramentas também apresentaram o mesmo aspecto superficial, inclusive para a que apresentava problema de fratura prematura, ou seja, há um mecanismo de abrasão prevalecendo nas ferramentas 259, 368 e 584.

Verifica-se ainda, uma predominância de sulcos ou “arranhões” característicos do desgaste abrasivo ocorrido entre as rugosidades da matéria-prima dos elementos de fixação sob extrusão e as rugosidades da ferramenta de conformação.

Portanto, a opção de realização de testes laboratoriais de desgaste abrasivo é relativamente adequada as características de desgaste apresentadas durante a conformação dos elementos de fixação.

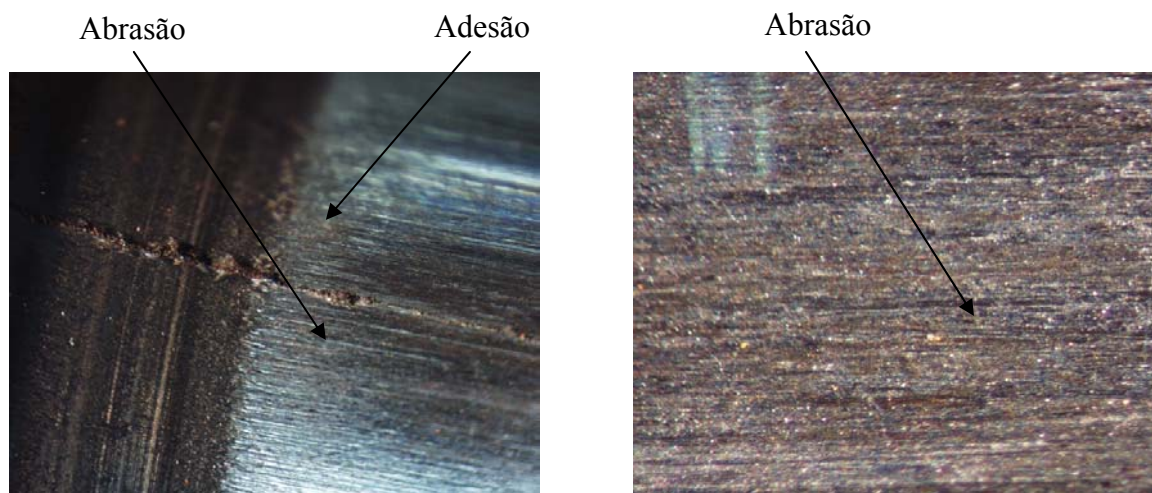


Figura 4.1 – Estereoscopias típicas das superfícies das ferramentas submetidas ao processo de extrusão (no caso, matriz 368, com 100 e 200 vezes de ampliação, respectivamente).

Através da microscopia eletrônica de varredura pode-se verificar também o mecanismo de desgaste abrasivo atuante com aspecto de microcorte de material (Murray et al, 1979), conforme se pode observar na figura 4.2.

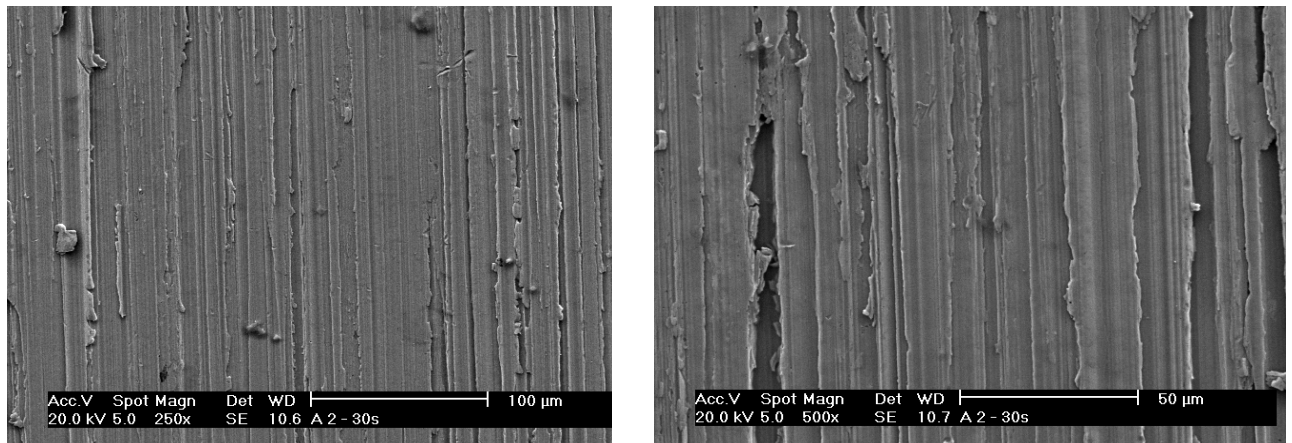
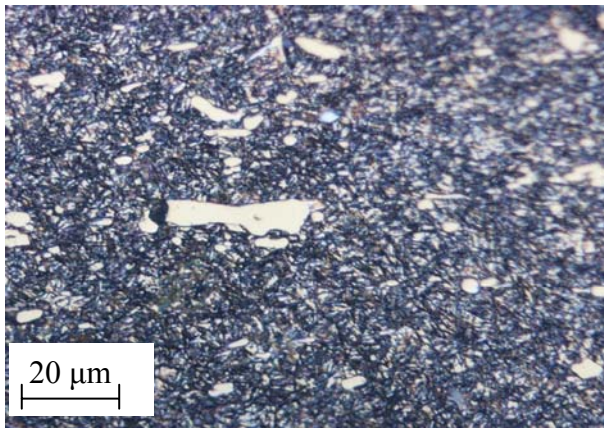


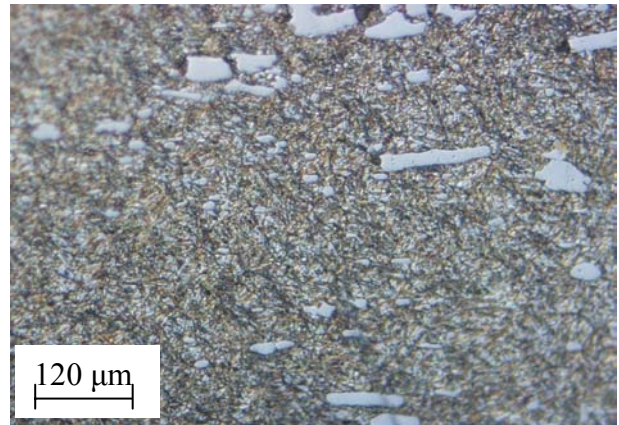
Figura 4.2 – Aspecto superficial da região desgastada da ferramenta 368, MEV.

4.2 - Caracterização microestrutural

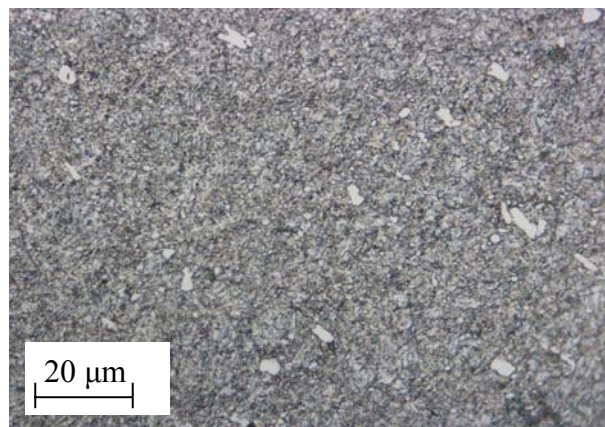
Através da metalografia foi possível verificar tanto a microestrutura temperada e revenida do substrato, aço VF800 AT, como as camadas de tratamento ou revestimento superficial utilizadas para as ferramentas de conformação. A microestrutura do substrato mostra uma região martensítica com presença de carbonetos primários (figura 4.3), microestrutura esta que se apresenta semelhante em todas as ferramentas perfazendo um tratamento térmico adequado. Como as microestruturas dos substratos das ferramentas têm aspectos semelhantes não devem apresentar variações de desgaste no metal de base.



(a)



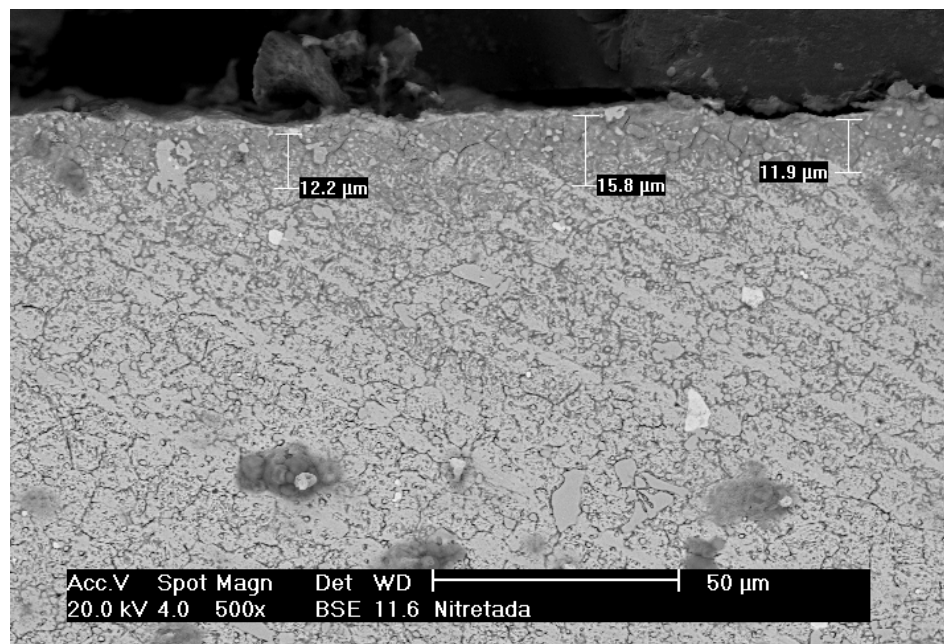
(b)



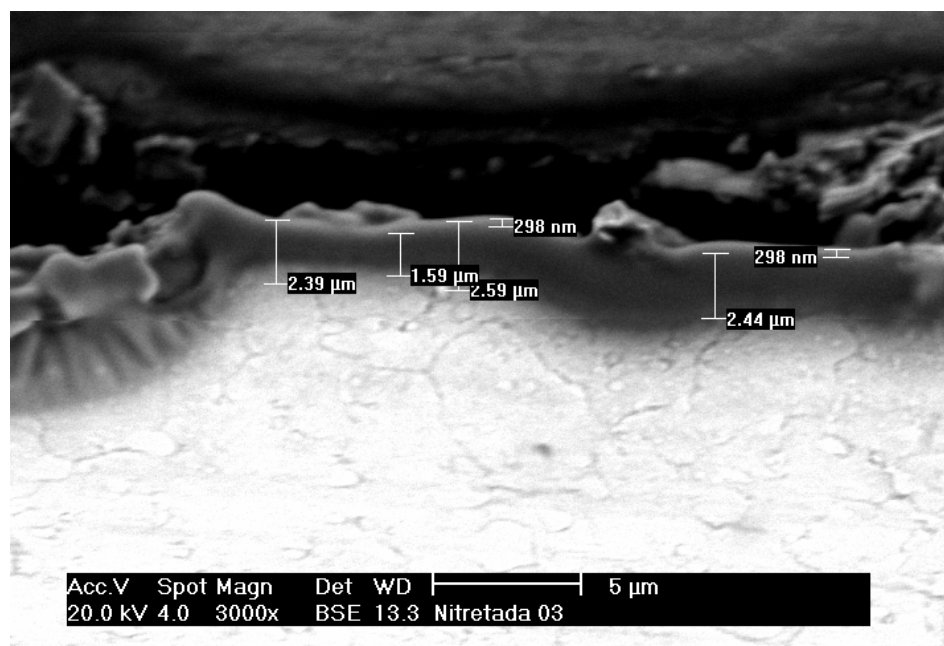
(c)

Figura 4.3 – Micrografia das ferramentas 368, 259 e 584, respectivamente, com tratamento térmico de têmpera e revenido.

A análise metalográfica mostra que na peça nitretada a plasma tem-se uma espessura de até 15 μm (nitretos Fe_4N e Fe_{2-3}N + camada de difusão), conforme figura 4.4 (a). A camada de nitretos tem aproximadamente 2,5 μm , a camada de difusão em torno de 12,5 μm e sua camada branca de nitreto, propositadamente bastante reduzida, aproximadamente 300 nm, figura 4.4 (b). A camada branca foi bastante reduzida pois, esta pode fragilizar o revestimento durante a extrusão do aço (Oliveira et al, 2002), porém, geralmente são utilizadas camadas de nitretos acima de 100 μm .



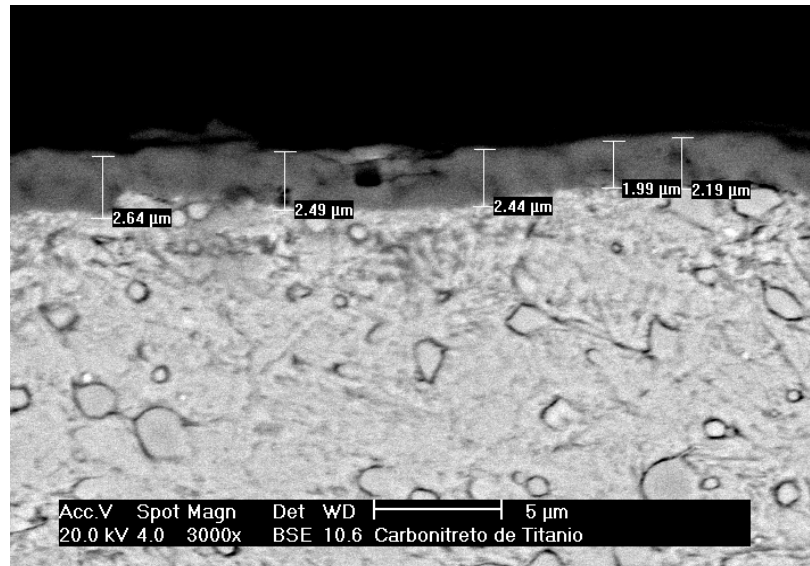
(a)



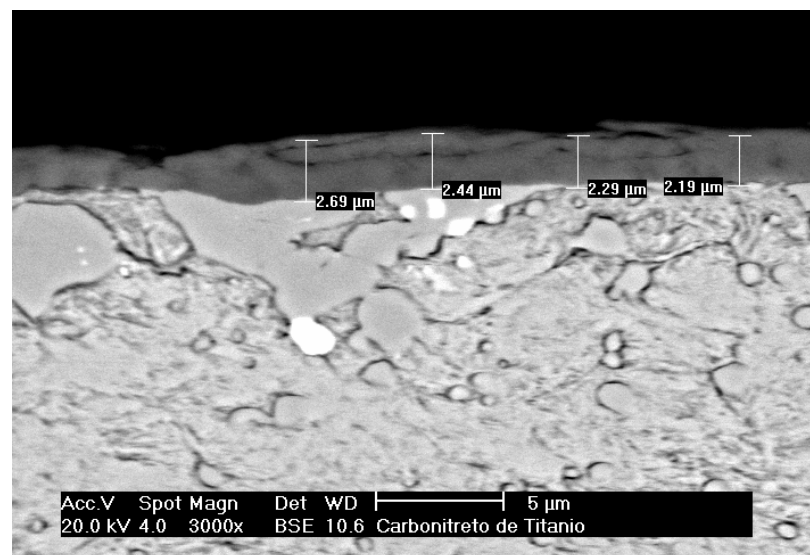
(b)

Figura 4.4 – Micrografias da ferramenta 368 com tratamento superficial de nitretação a plasma, mostrando a espessura de camada de difusão (a) e espessura de camada branca (b).

No caso do carbonitreto de titânio, a espessura da camada aplicada ao metal é bastante inferior à da ferramenta nitretada, apresentando uma faixa de 2 a 3 μm , conforme figura 4.5. Porém, esta pequena camada confere uma excelente resistência ao desgaste devido à alta resistência do carbonitreto de titânio (Brink, 1998).



(a)



(b)

Figura 4.5 – Micrografias da ferramenta 368 com revestimento superficial de carbonitreto de titânio, mostrando a espessura da camada.

4.3 - Dureza

Tanto as ferramentas, quanto os corpos de prova analisados apresentaram durezas variando entre 59 e 61 HRC, conforme tabela 4.1. Observa-se que estas durezas apresentam uma homogeneidade bastante grande, sem diferenças significativas entre as ferramentas tratadas termicamente, característica esta que não deve afetar os resultados de vida útil das ferramentas durante os diversos testes realizados neste estudo.

Tabela 4.1 – Durezas obtidas nas matrizes após tratamento térmico de têmpera e revenido.

<i>DP</i>	<i>DUREZA 1(HRC)</i>	<i>DUREZA 2 (HRC)</i>	<i>DUREZA 3 (HRC)</i>	<i>Média de dureza (HRC)</i>
259	60	61	61	61
584	59	61	60	60
368	60	61	61	61

4.4 - Microdureza

Este ensaio foi realizado por meio de medições de microdureza do diâmetro externo para o diâmetro interno da ferramenta, ou seja, da superfície não sujeita ao desgaste até a superfície sujeita ao desgaste, conforme figura 4.6.

As ferramentas sem tratamento ou revestimento superficial apresentam um perfil de microdureza ligeiramente decrescente inicialmente e crescente posteriormente, não apresentando grandes diferenças de microdureza.

Os valores máximos de microdureza se encontram na região próxima a superfície desgastada das mesmas. Algumas hipóteses destes valores de microdurezas mais elevados são:

- . A necessidade de encarçamento das mesmas, ou seja, as ferramentas são montadas sob pressão (com interferência) em uma carcaça que será montada nas prensas horizontais, deixando a região externa da ferramenta tensionada por compressão.

- . A pressão exercida pelo material dos produtos conformados sobre a região interna da ferramenta pode gerar esforços compressivos nesta região.

Uma impressão de microdureza pode ser observada na figura 4.6 e as microdurezas podem ser observadas na tabela 4.2 e nas figuras 4.7 (a) a (c).

Para as ferramentas tratadas ou revestidas superficialmente, apesar da camada apresentar uma espessura bastante pequena, verifica-se uma microdureza maior do que nas ferramentas sem tratamentos ou revestimentos superficiais, porém com um perfil diferenciado. Este perfil mostra uma queda na microdureza para as ferramentas nitretadas a partir de 12 μm da superfície externa e para as ferramentas com carbonitreto de titânio esta queda começa a partir de 3 μm da superfície externa, conforme as figuras 4.7 (a) a (c). Estes valores estão em acordo com as espessuras de camada encontradas nas micrografias das figuras 4.3 e 4.4.

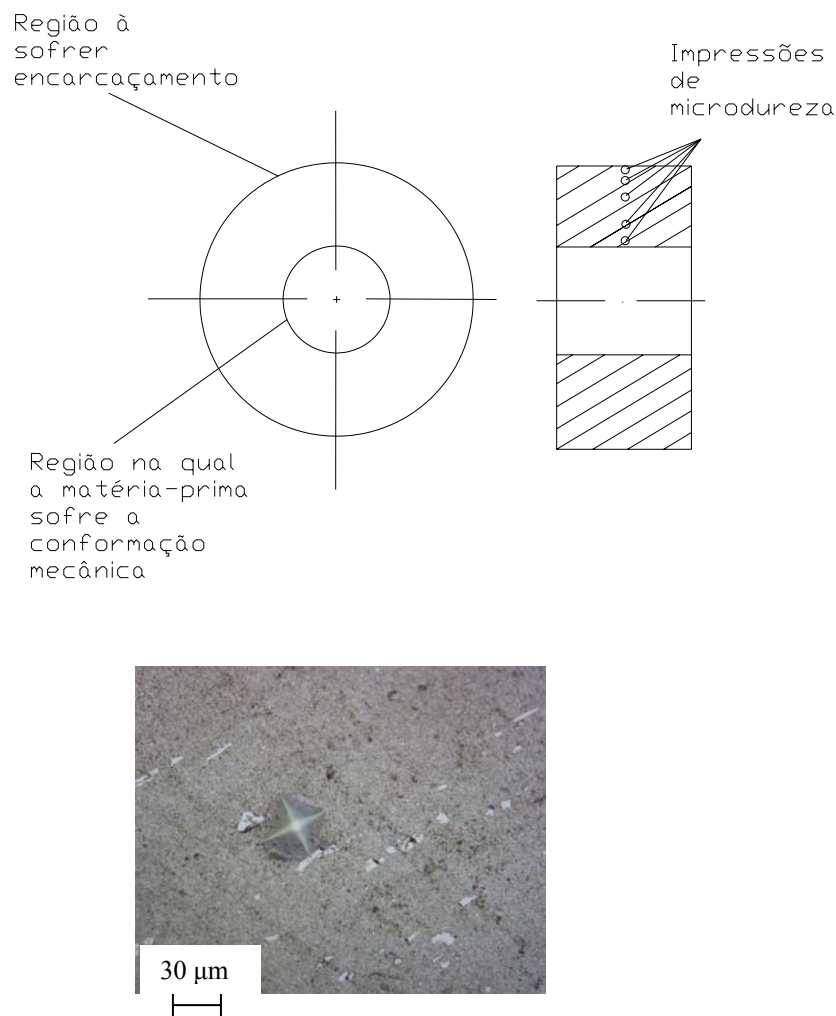
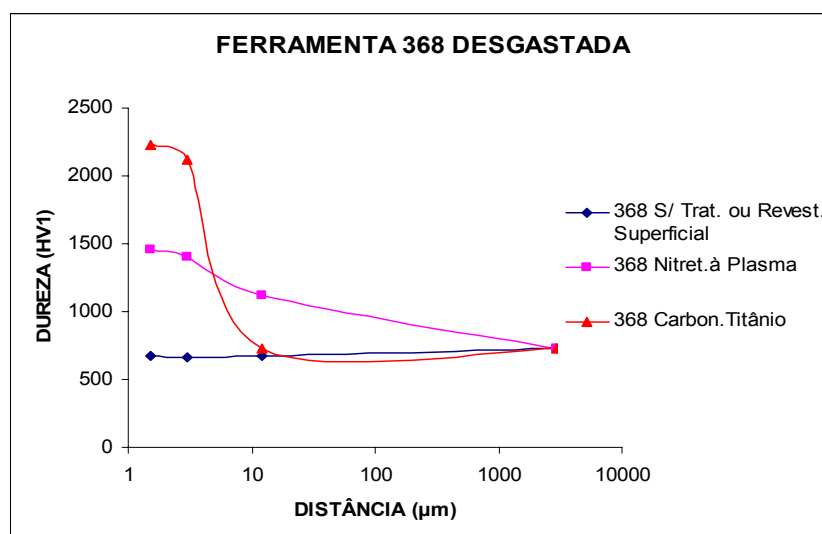
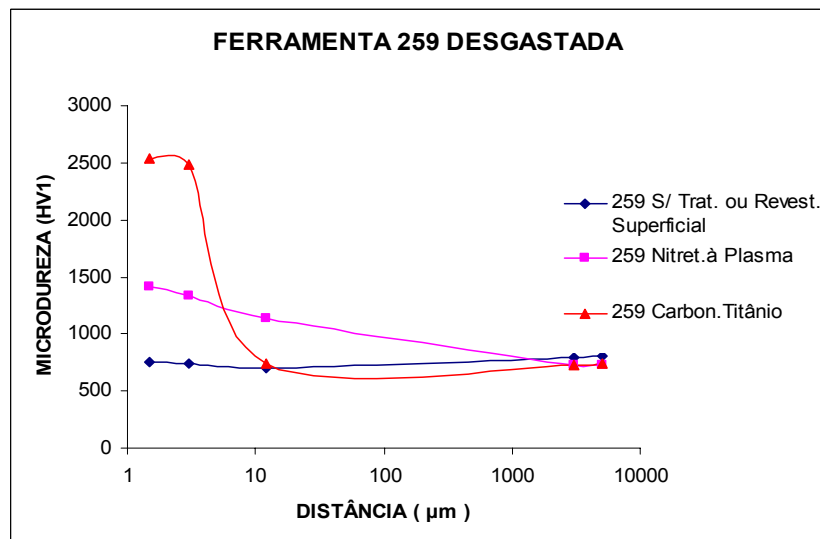


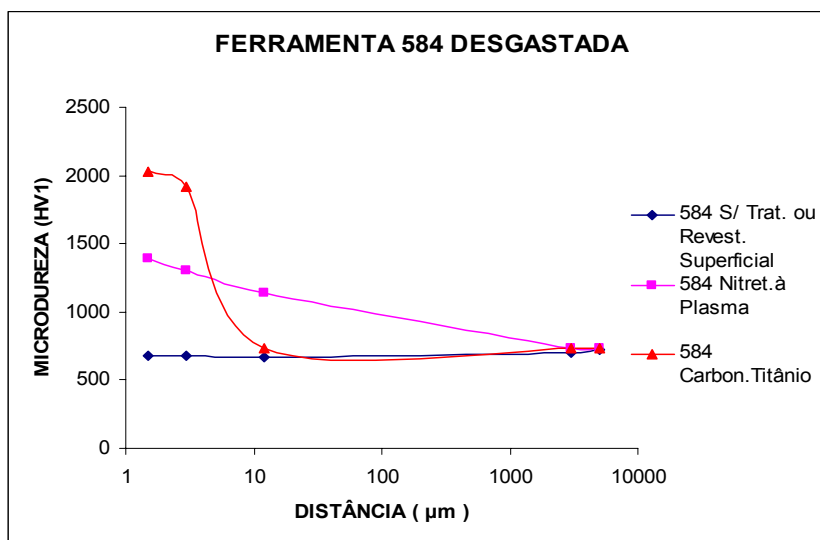
Figura 4.6 – Desenho esquemático e micrografia das impressões de microdureza.

Tabela 4.2 – Medidas de microdureza média ao longo da superfície transversal das ferramentas (origem na superfície externa).

Ferramenta	Medidas de microdureza (HV1) – Erro médio 40 HV1				
	1,5 μm	3,0 μm	12 μm	3000 μm	5000 μm
584 s/ TS ou Revest.	675	677	666	697	726
584 Nitret.à Plasma	1390	1310	1139	730	731
584 Carbon.Titânio	2030	1920	735	732	740
259 s/ TS ou Revest.	748	735	701	798	811
259 Nitret.à Plasma	1411	1332	1131	730	732
259 Carbon.Titânio	2542	2490	735	730	741
368 s/ TS ou Revest.	678	665	672	723	752
368 Nitret.à Plasma	1452	1400	1120	729	738
368 Carbon.Titânio	2232	2122	728	725	740

Pode-se verificar ainda na tabela 4.2 que a microdureza do carbonitreto de titânio é maior do que as ferramentas nitretadas, que é maior do que as ferramentas temperadas e revenidas.





(c)

Figura 4.7 – Perfis de microdureza das superfícies de desgaste das matrizes de conformação mecânica a frio 259 (a), 368 (b) e 584 (c).

4.5 - Rugosidade

Através do ensaio de rugosidade pode-se verificar as ranhuras formadas pelo material abrasivo nas ferramentas durante o processo de conformação mecânica e comparar a redução desta rugosidade através da aplicação dos tratamentos e revestimentos superficiais, melhorando o desempenho no processo de conformação mecânica dos produtos fabricados.

Para o caso de ferramentas usinadas, temperadas e revenidas, sem tratamento ou revestimento, ocorrem à formação de sulcos característicos dos processos de usinagem, que aumentam o valor médio de rugosidade (R_a) com relação às ferramentas usinadas, temperadas, revenidas e tratadas ou revestidas superficialmente, conforme se pode observar na tabela 4.3. Como as diversas ferramentas com o mesmo tratamento não apresentaram diferenças significativas os valores mostrados na tabela 4.3 são uma média das três ferramentas.

Acrescentado a isto, observa-se uma variação na rugosidade média após o uso das ferramentas, ou seja, as ferramentas desgastadas com tratamento ou revestimento (anterior ao fim das camadas tratadas ou revestidas) apresentaram uma menor rugosidade quando comparadas com ferramentas desgastadas sem tratamento ou revestimento.

As rugosidades médias das ferramentas novas foram de 0,9 e 0,2 μm para as sem tratamento ou revestimento e para as revestidas ou tratadas, respectivamente. Esta rugosidade passou para 1,1 e 0,3 μm para as ferramentas após utilização, conforme tabela 4.3.

Já com relação a profundidade média de rugosidade (R_z), profundidade de alisamento (R_p) e a profundidade máxima individual de rugosidade $R_{m\acute{a}x}$ pode-se perceber um comportamento muito similar a rugosidade média (R_a).

Tabela 4.3 – Valores médios de rugosidades encontradas para as ferramentas com diversas configurações (média das três ferramentas).

Valores médios	R_a (μm) ₍₁₎	R_z (μm) ₍₂₎	R_p (μm) ₍₃₎	$R_{m\acute{a}x}$. (μm) ₍₄₎
Sem desgaste e sem tratamento ou revestimento	0,9	1,4	1,1	1,8
Sem desgaste e com revestimento TiCN	0,2	1,3	0,9	1,6
Sem desgaste e com tratamento de Nitretação	0,2	1,2	0,9	1,7
Com desgaste e sem tratamento ou revestimento	1,1	1,5	1,2	1,9
Com desgaste e com revestimento TiCN	0,3	1,2	0,9	1,6
Com desgaste e com tratamento de Nitretação	0,3	1,3	1,0	1,7

Onde: (1) – Desvio médio aritmético de rugosidade ou valor médio de rugosidade.

(2) – Profundidade média de rugosidade – É a média aritmética das profundidades isoladas de rugosidade, ou seja, é a média entre as rugosidades máximas e mínimas dentro do comprimento de amostragem (l_e).

(3) – Profundidade de alisamento – É a distância do ponto mais alto do perfil de rugosidade à linha média.

(4) – Profundidade máxima individual de rugosidade – É a maior das profundidades isoladas de rugosidade.

4.6 - Ensaio de desgaste

Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo permitiram uma classificação de resistência a abrasividade dos tratamentos e revestimentos aplicados nas ferramentas de conformação mecânica a frio.

Os resultados são mostrados nas figuras 4.8 a 4.10 e tabela 4.4. Pode-se observar, para os primeiros trinta segundos de ensaio, um aumento de vida em relação aos corpos de prova temperados e revenidos de 30,77 % e 97,97 % para as camadas de nitreto e de carbonitreto de titânio, respectivamente.

A maior vida dos corpos de prova com tratamentos e revestimentos superficiais em relação aos corpos de prova temperados e revenidos para os primeiros trinta segundos de ensaio, figura 4.9 e tabela 4.4, deve estar associada a maior dureza das camadas superficiais, tabela 4.2 e figura 4.7, e a boa aderência destas ao metal de base (Edenhofer, 1974; Brink, 1998).

A diferença de desgaste entre as camadas de nitreto e de carbonitreto de titânio, figura 4.9, pode estar associada a maior dureza do carboneto de titânio, tabela 4.2 e figura 4.7, e a pequena espessura da camada branca nos corpos de prova nitretados (Edenhofer, 1974; Costa, 1998), resultando em uma camada com menor resistência à abrasão e que logo após os primeiros segundos de ensaio já deve estar quase que completamente desgastada.

Nos nove minutos e trinta segundos de ensaio posterior aos trinta segundos iniciais às diferenças de vida dos corpos de prova em relação ao temperado e revenido foram de (-4,61 %) e (9,28 %) para as camadas nitretadas e para os revestidos com carbonitreto de titânio, respectivamente. Segundo a norma ASTM G65, neste ensaio pode haver uma variação nos resultados de até 7 %, o que indica que para os corpos de prova nitretados não houve variação significativa de desgaste em relação aos temperados e revenidos e que para os revestidos com carbonitreto de titânio o desgaste foi ligeiramente menor.

Estes resultados podem estar associados com o comportamento da camada superficial nos trinta segundos iniciais, ou seja; nos corpos de prova nitretados a camada superficial já deveria ter sido totalmente consumida e o ensaio posterior foi realizado somente no material base. No entanto, para o caso dos corpos de prova revestidos com carbonitreto de titânio o revestimento não deve ter sido totalmente consumido no ensaio inicial e ainda restou uma pequena camada revestida que aumentou ligeiramente a vida dos corpos de prova.

Nos dez minutos totais de ensaio de desgaste houve um decréscimo de 1,43 % na vida dos corpos de prova nitretados em relação aos temperados e revenidos, figura 4.10. Segundo a norma ASTM G65 esta diferença não é significativa. Pode-se observar também, que o aumento de vida ocasionado pela camada nitretada nos primeiros trinta segundos não foi suficiente para afetar significativamente o desgaste após dez minutos.

Nos corpos de prova revestidos com carbonitreto de titânio houve um acréscimo de 17,27 % na vida em relação aos temperados e revenidos para os dez minutos do ensaio. Este resultado mostra o grande efeito deste revestimento no aumento da resistência ao desgaste dos

corpos de prova, que embora, só deva ter sido efetivo nos tempos iniciais do ensaio (quando o revestimento ainda não havia sido desgastado) ainda causou um efeito significativo após dez minutos de ensaio.

Pode-se portanto, observar dois comportamentos distintos nos ensaios: um acréscimo considerável da vida útil dos corpos de prova com as camadas de revestimento e tratamento superficial quando comparados com os corpos de prova só temperados e revenidos (procedimento C – trinta segundos), figura 4.9, e uma manutenção da vida destes quando do ensaio relativo ao substrato (procedimento B- dez minutos), figura 4.10.

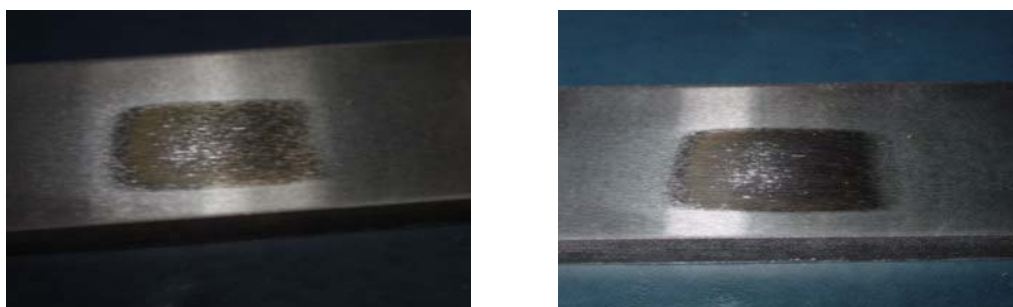


Figura 4.8 - Corpos de prova com nitretação a plasma e carbonitreto de titânio, respectivamente, após 30 segundos de ensaio.

Tabela 4.4 – Perda de volume médio no ensaio de desgaste abrasivo.

	<i>Perda de vol (30 seg)</i>	<i>Perda de vol (9,5 min)</i>	<i>Perda de vol total (10 min)</i>
<i>VF800AT – s/ TS ou Revest.</i>	6,5 mm ³	65,7 mm ³	72,2 mm ³
<i>Nitretação</i>	4,5 mm ³	68,73 mm ³	73,23 mm ³
<i>Acréscimo de vida com relação aos s/ TS ou Revest.</i>	30,77 %	- 4,61 %	- 1,43 %
<i>Carbonitreto de Titânio</i>	0,132 mm ³	59,6 mm ³	59,73 mm ³
<i>Acréscimo de vida com relação aos s/ TS ou Revest.</i>	97,97 %	9,28 %	17,27 %

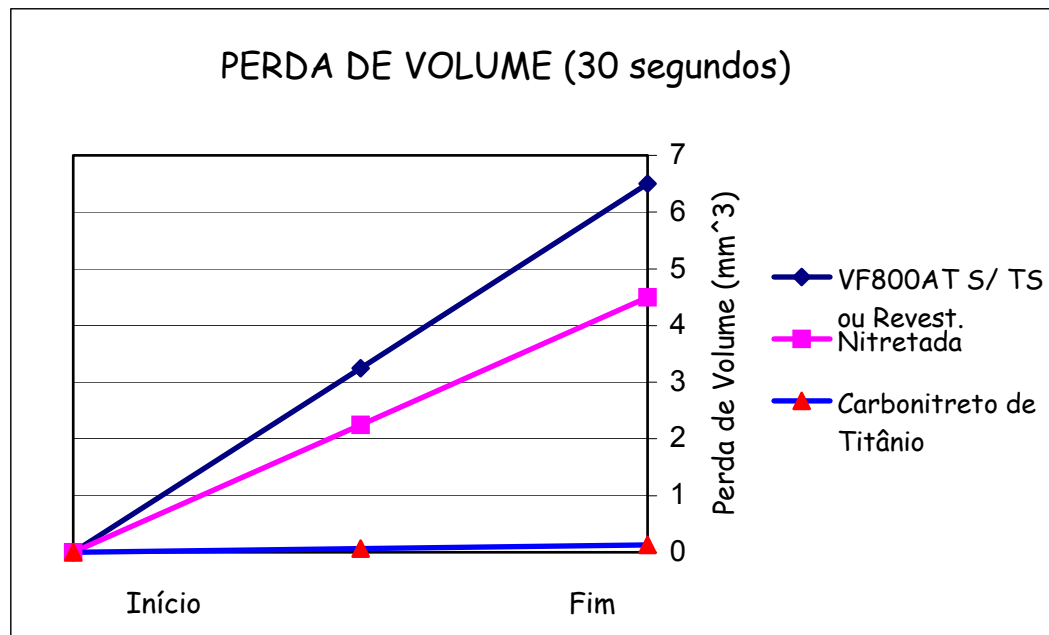


Figura 4.9 – Comparativo da perda de volume no ensaio tipo C de desgaste abrasivo.

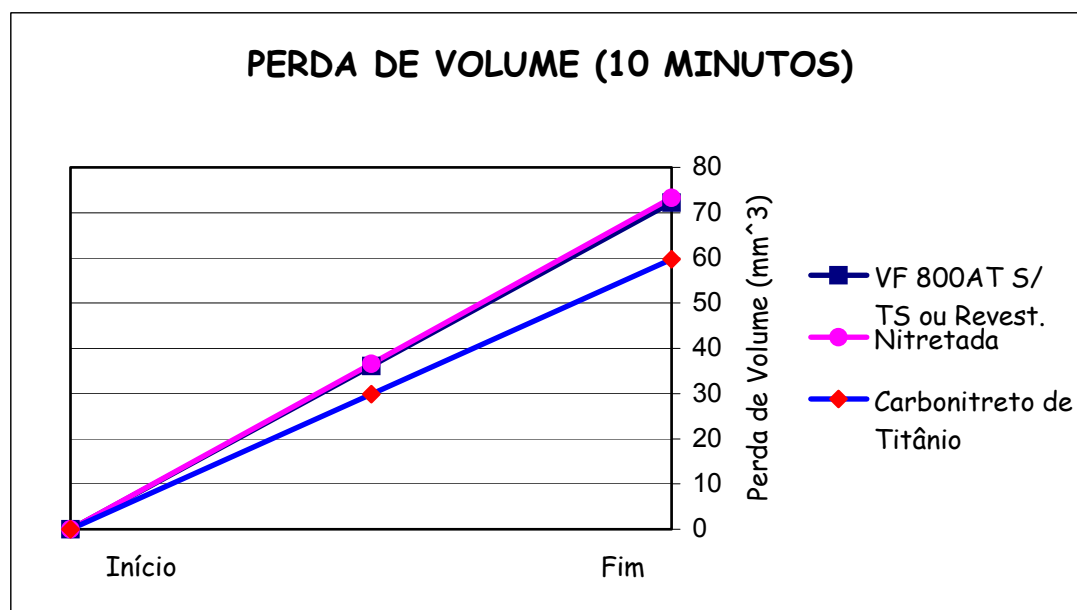


Figura 4.10 – Comparativo da perda de volume no ensaio tipo B de desgaste abrasivo.

4.7 - Testes de desgaste na indústria

Os resultados dos testes industriais realizados nas ferramentas de conformação mecânica a frio de elementos especiais de fixação através de cartas de controle estatístico de processo e utilização de linhas de tendência para definição das taxas de desgaste das camadas e do substrato em mm/h são mostrados na tabela 4.5 e figuras 4.11 a 4.27.

As ferramentas temperadas e revenidas sem tratamento ou revestimento superficial mostraram um desgaste bastante heterogêneo, isto é, um desgaste abrasivo severo que leva as matrizes de conformação ao fim da vida útil por desgaste ou a fraturarem prematuramente. Pode-se observar nas figuras 4.11 a 4.13, várias interrupções bruscas na curva de desgaste da ferramenta, as quais indicam paradas de máquina para troca de ferramenta quando a mesma sofre fratura ou excede o limite dimensional superior.

Percebe-se que há um aumento significativo da vida útil das ferramentas 259 e 368 quando da aplicação dos tratamentos e revestimentos superficiais, conforme tabela 4.5. No entanto, no caso da ferramenta 584, percebe-se uma heterogeneidade muito grande dos valores obtidos, devido a fraturas em serviço. Isto mostra que o problema desta ferramenta não se relaciona ao desgaste de material e sim a uma falha de projeto de ferramenta, na qual, provavelmente, não se definiu um substrato adequado ao processo de conformação específico. Neste caso, optou-se por substituir o material da ferramenta para um metal duro G5, solucionando o problema de fratura.

Verifica-se também que, há um excelente acréscimo da quantidade de horas necessárias para o desgaste desde o limite dimensional inferior até o superior permitido, alcançando valores da ordem de até nove vezes superior e, da mesma forma, a quantidade de peças produzidas chega a valores de dezesseis vezes, conforme pode ser observado na tabela 4.5

Estas variações de produtividade se devem a excelente eficiência das máquinas quando da utilização destas ferramentas tratadas ou revestidas, pois as máquinas não possuem paradas para limpeza ou polimento das ferramentas devido à alta resistência ao desgaste e ótimo acabamento superficial, além de poderem trabalhar com velocidades de produção mais altas.

Nas figuras 4.16 e 4.23 pode-se perceber que há uma faixa de medidas na qual os valores dimensionais não variam. Esta faixa refere-se ao ponto onde há um desgaste de aproximadamente três centésimos de milímetro em diâmetro da camada nitretada, ou seja, refere-se ao ponto de intersecção entre a zona de difusão e o substrato. Este fato se confirma através da observação da espessura de camada nitretada, que é em torno de 15 μm , conforme se pode observar na figura 4.4 (a) e 4.7 (a) a (c).

Já para o caso das ferramentas com carbonitreto de titânio, este intervalo comentado também é bastante visível, porém percebe-se que o mesmo ocorre para valores de desgaste de dois a quatro centésimos de milímetro, conforme as figuras 4.17 e 4.24. No entanto, para estes valores de desgaste, as ferramentas apresentam-se com a camada praticamente eliminada, pois a mesma é de 2 a 3 μm conforme a figura 4.5 (a) e 4.7 (g) a (i).

Através destas observações, pode-se fazer algumas suposições, como:

. A maior taxa de desgaste das ferramentas inicialmente, pode estar relacionada a um ajuste dimensional das mesmas, ou seja, a maior inclinação que se pode observar nas figuras 4.16, 4.17, 4.23 e 4.24, pode estar relacionada a imperfeições superficiais das ferramentas, na qual após este ajuste há uma maior constância dos valores obtidos. Além disso, estas diferenças de taxas de desgaste podem estar relacionadas a variações de mecanismos de desgaste atuantes nas ferramentas, como por exemplo, um mecanismo inicialmente abrasivo e posteriormente adesivo, quando ocorrem variações consideráveis no desgaste destas ferramentas.

. As taxas de desgaste das camadas nitretadas e com carbonitreto de titânio apresentam-se bastante reduzidas em comparação às ferramentas sem tratamento ou revestimento superficial. Esta redução pode ter sido mais eficaz devido a diminuição das rugosidades das mesmas após tratamento ou revestimento, conforme observa-se na tabela 4.3, onde as ferramentas com aplicação de camadas apresentam valores de rugosidade na faixa de 0,2 μm , enquanto as mesmas sem camada apresentam rugosidade média de 0,9 μm .

Quando se compara, em todas as ferramentas, o revestimento de carbonitreto de titânio com o tratamento de nitretação por plasma nota-se um acréscimo para todos os parâmetros observados para o caso do carbonitreto de titânio, conforme tabela 4.5 e figuras 4.16, 4.17, 4.23 e 4.24.

Através da análise da taxa de desgaste das camadas tratadas e revestidas pode-se verificar que as taxas são bastante reduzidas (figuras 4.14, 4.15, 4.21 e 4.22) em comparação com o estágio final de desgaste, quando a camada já está totalmente eliminada, ou seja, início de desgaste do substrato, (figuras 4.18, 4.19, 4.25 e 4.26).

Para o caso do fim das camadas tratadas e revestidas (início de desgaste do substrato) comentado no parágrafo anterior pode-se perceber valores de taxas de desgaste similares as taxas de desgaste das ferramentas temperadas e revenidas, (tabela 4.5 e figuras 4.20 e 4.27).

Além das diferenças de desgaste entre os diferentes tratamentos e revestimentos da mesma ferramenta, pode-se notar diferenças de quantidade de peças produzidas e do tempo para o desgaste para as ferramentas com o mesmo tratamento, ou seja; existem diferenças, por exemplo, entre as ferramentas 259 e 368, conforme tabela 4.5. Estas diferenças podem ser explicadas, pelas diferenças nos processos de conformação de cada um dos produtos, que podem variar de recalques a extrusões diretas e inversas, alterando as tensões atuantes nas ferramentas.

Portanto, com exceção da ferramenta 584 (fratura prematura), percebe-se que o revestimento mais eficaz estudado para aplicações de desgaste em ferramentas de conformação mecânica a frio de elementos especiais de fixação foi o carbonitreto de titânio, produzindo 1.211.450 peças para o caso da ferramenta 259. Já para o caso da mesma ferramenta nitretada a plasma, com camada de 15 μm (em geral utiliza-se camadas acima de 100 μm) se produziu 690.469 peças e para a ferramenta somente temperada e revenida se produziu 75.515 peças.

Já para a ferramenta 368 com carbonitreto de titânio se produziu 2.863.998 peças, enquanto a mesma com nitretação a plasma produziu 1.908.606 peças e a somente temperada e revenida produziu 675.116 peças.

Tabela 4.5 – Resultados do estudo de desgaste de matrizes de conformação mecânica a frio.

<i>Ferramenta</i>	<i>Taxa de Desgaste camada (mm / h)</i>	<i>Taxa de Desgaste substrato (mm / h)</i>	<i>Taxa de Desgaste total (mm / h)</i>	<i>Tempo para o desg. do limite dimensional inferior até o superior. (h)</i>	<i>Pecas Prod. no Intervalo de desg.</i>
<i>259 S/ Trat. ou Revest. Superficial</i>	-	-	0,0029	34	75155
<i>259 Nitretada</i>	0,0003	0,003	0,0004	234	690469
<i>Variação 259 Nitretada com relação 259 Temp. e Revenida (%)</i>	-	-	-86,2	688,0	914,3
<i>259 CNTi</i>	0,0003	0,003	0,0003	335	1211450
<i>Variação 259 CNTi com relação 259 Temp. e Revenida (%)</i>	-	-	-89,7	985	1604
<i>368 S/ Trat. ou Revest. Superficial</i>			0,0006	62,5	675116
<i>368 Nitretada</i>	0,00007	0,0007	0,0002	280	1908606
<i>Variação 368 Nitretada com relação 368 Temp. e Revenida (%)</i>	-	-	-70,3	448,0	282,7
<i>368 CNTi</i>	0,00007	0,0006	0,0001	417	2863998
<i>Variação 368 CNTi com relação 368 Temp. e Revenida (%)</i>	-	-	-83,3	516,7	424,2
<i>584 S/ Trat. ou Revest. Superficial *</i>	-	-	0,0030	41	161297
<i>584 Nitretada*</i>	-	-	0,0042	29	113950
<i>584 CNTi *</i>	-	-	0,0048	25	99887

*Ferramentas fraturaram prematuramente.

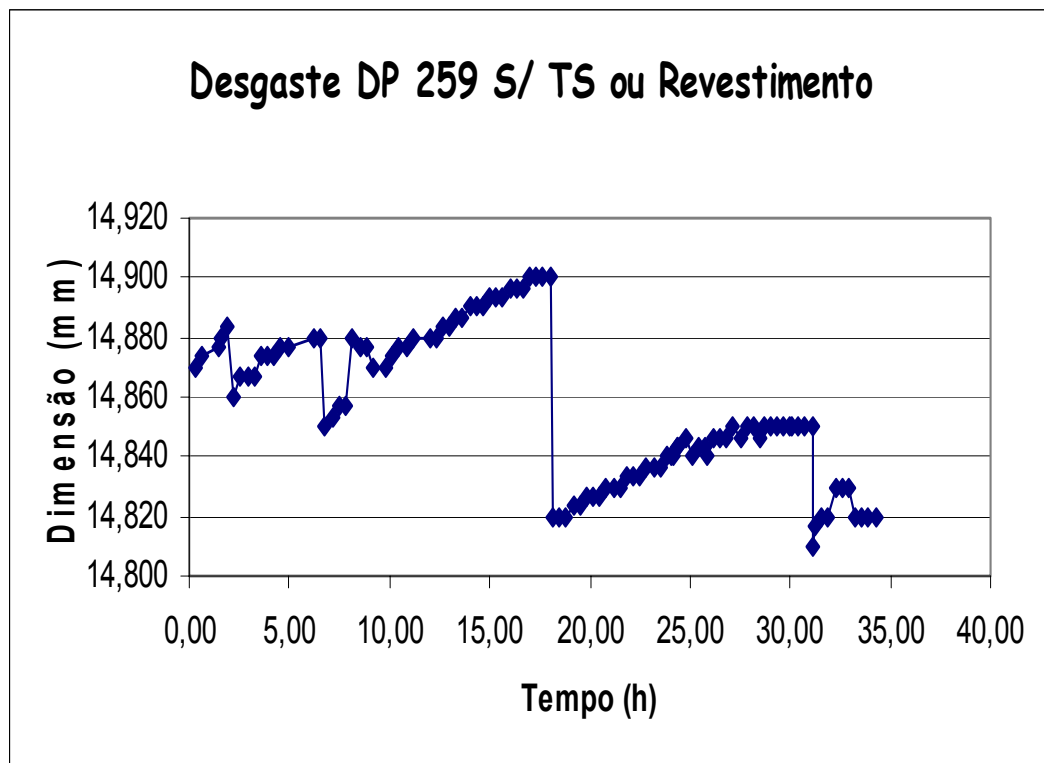


Figura 4.11 – Comportamento do desgaste da ferramenta 259 s/ TS ou Revestimento.

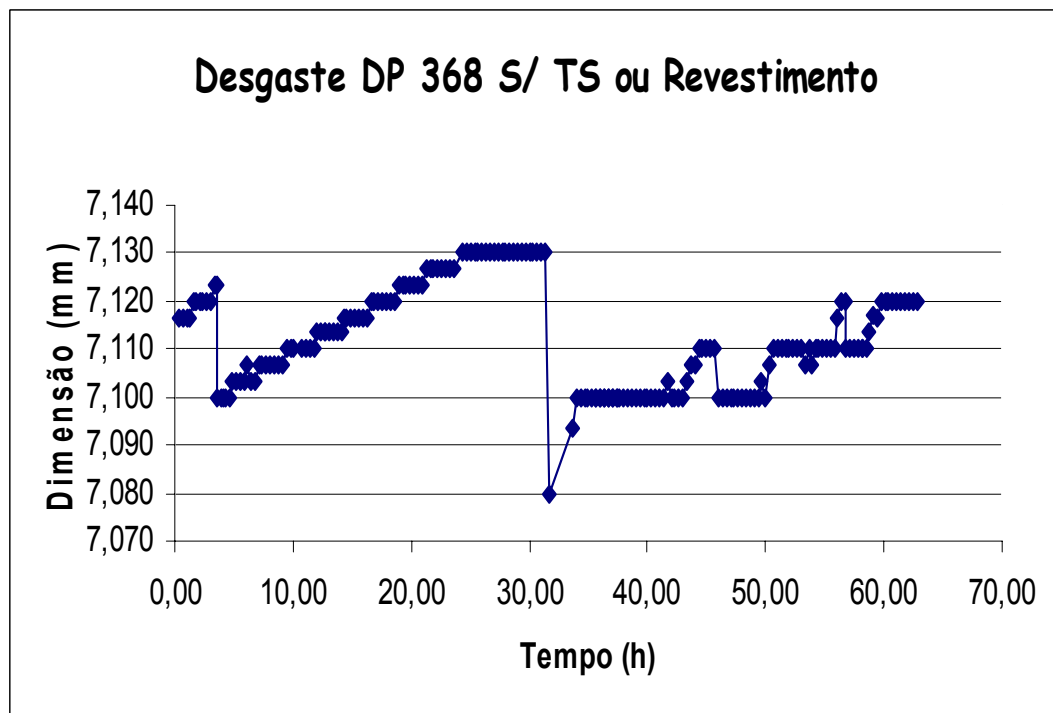


Figura 4.12 – Comportamento do desgaste da ferramenta 368 s/ TS ou Revestimento.

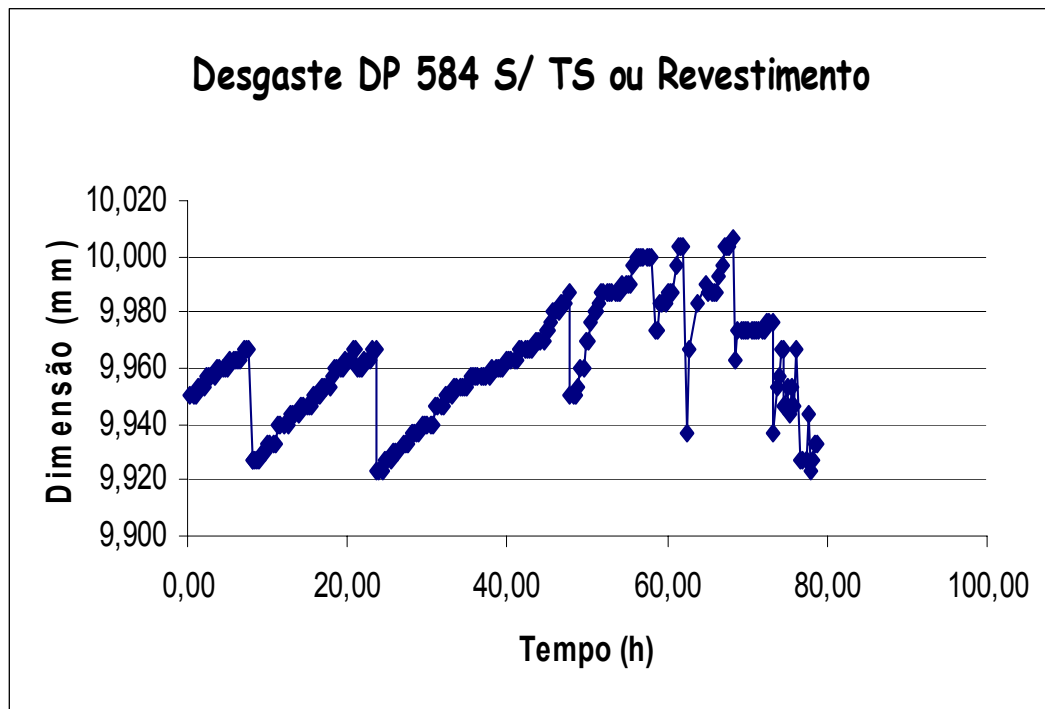


Figura 4.13 – Comportamento do desgaste da ferramenta 584 s/ TS ou Revestimento.

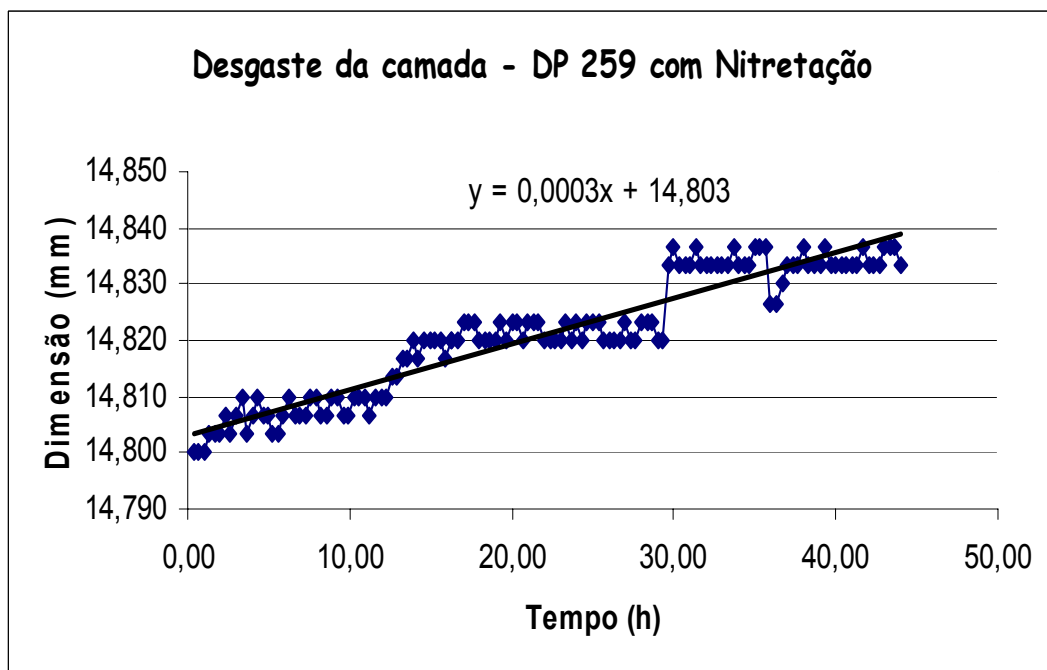


Figura 4.14 – Taxa de desgaste da camada nitretada da ferramenta 259.

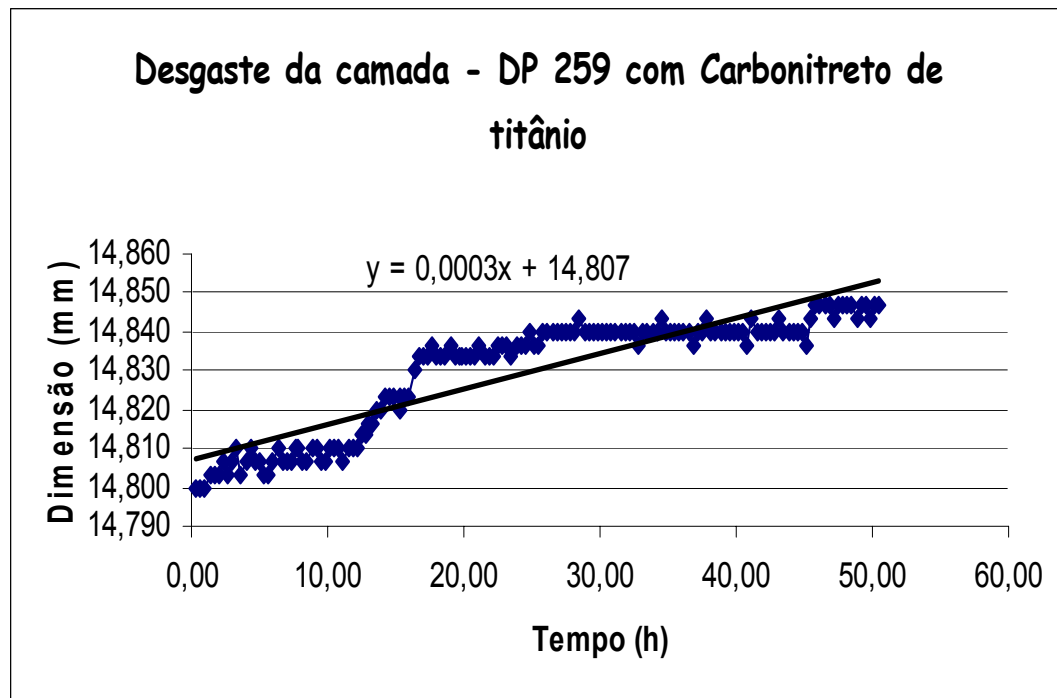


Figura 4.15 – Taxa de desgaste da camada de Carbonitreto de Titânio da ferramenta 259.

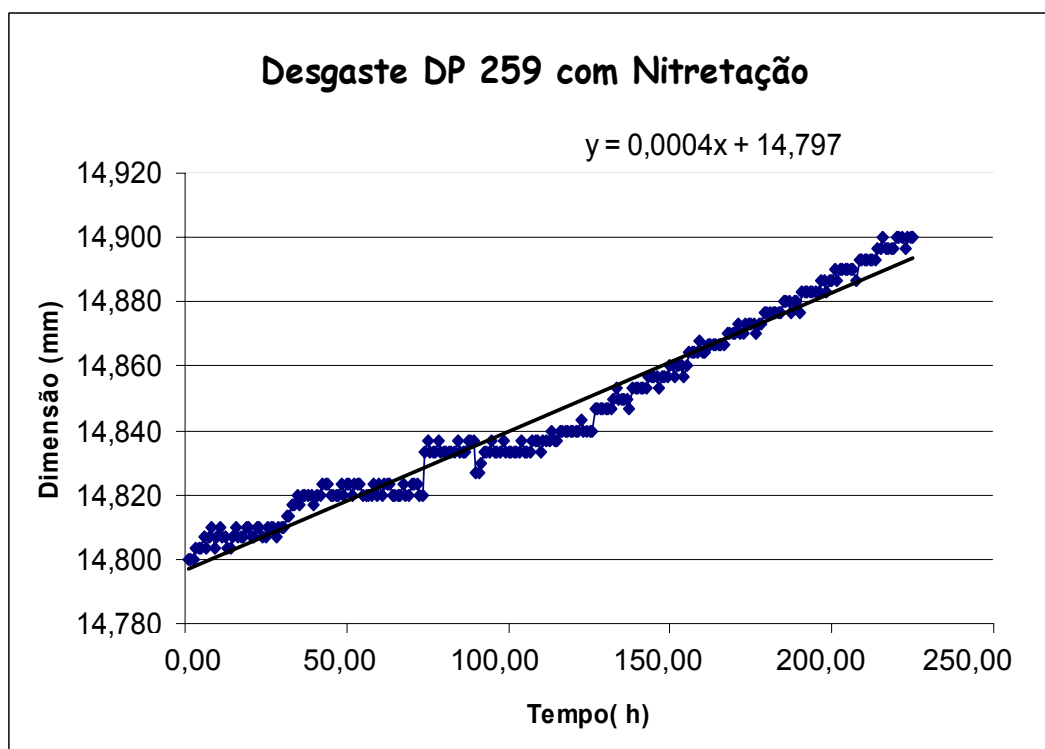


Figura 4.16 – Comportamento do desgaste da ferramenta 259 nitretada.

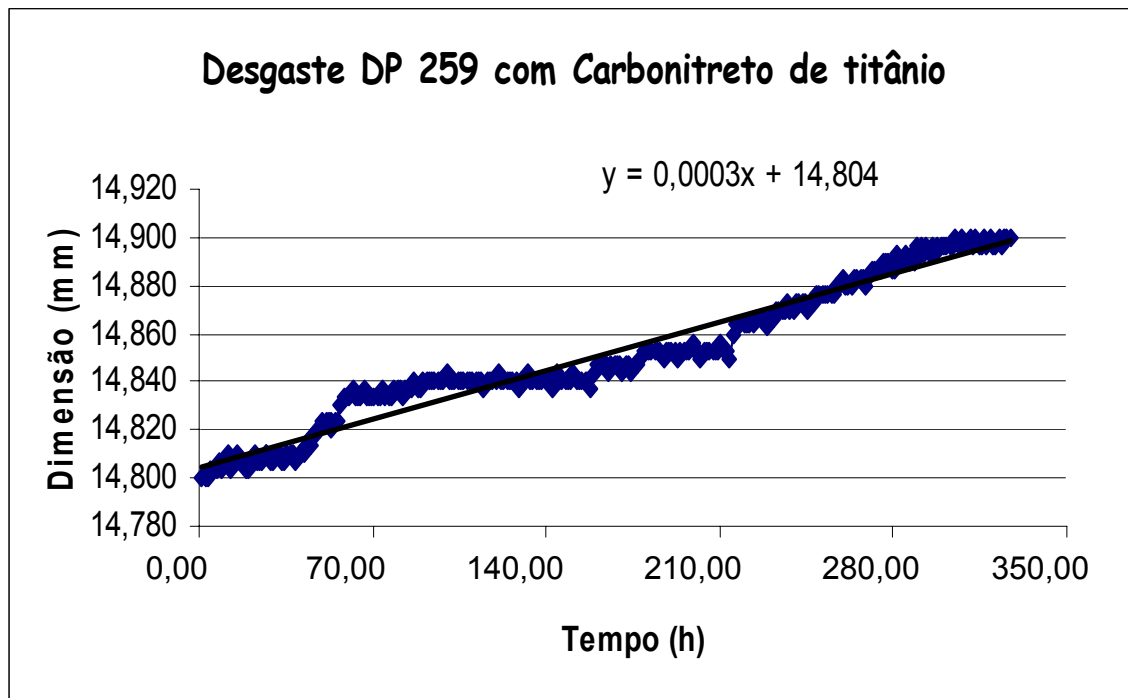


Figura 4.17 – Comportamento do desgaste da ferramenta 259 c/ Carbonitreto de Titânio.

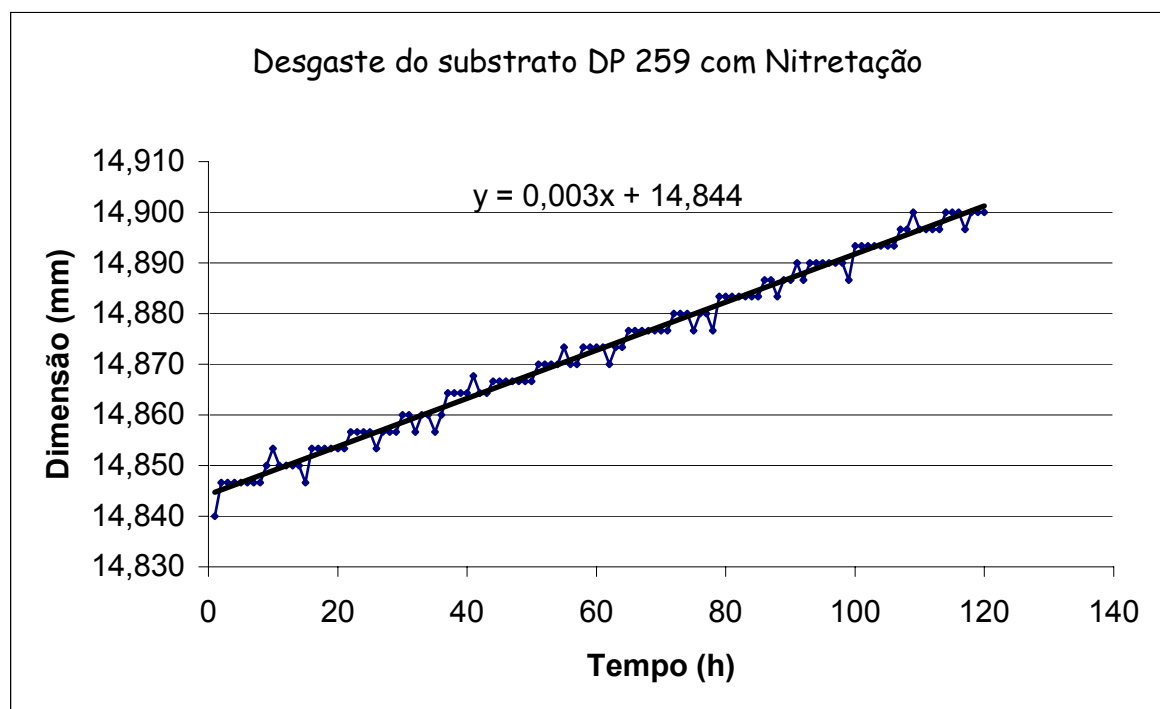


Figura 4.18 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 259 nitretada.

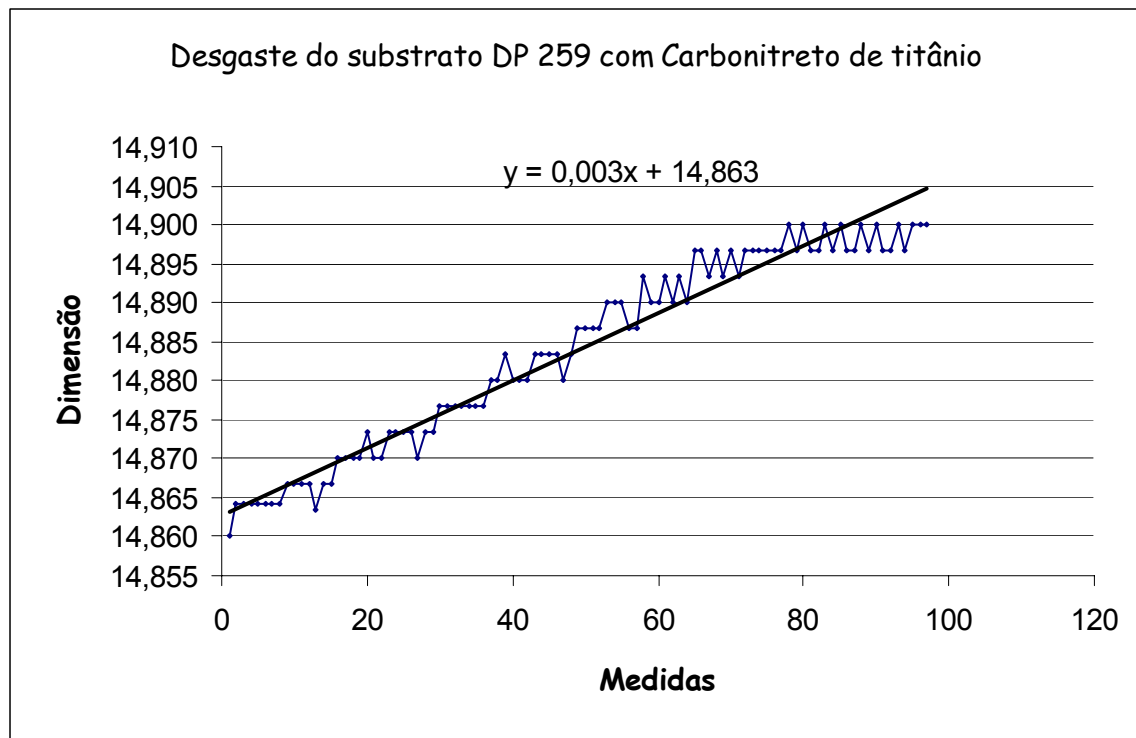


Figura 4.19 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 259 c/ Carbonitreto de Titânio.

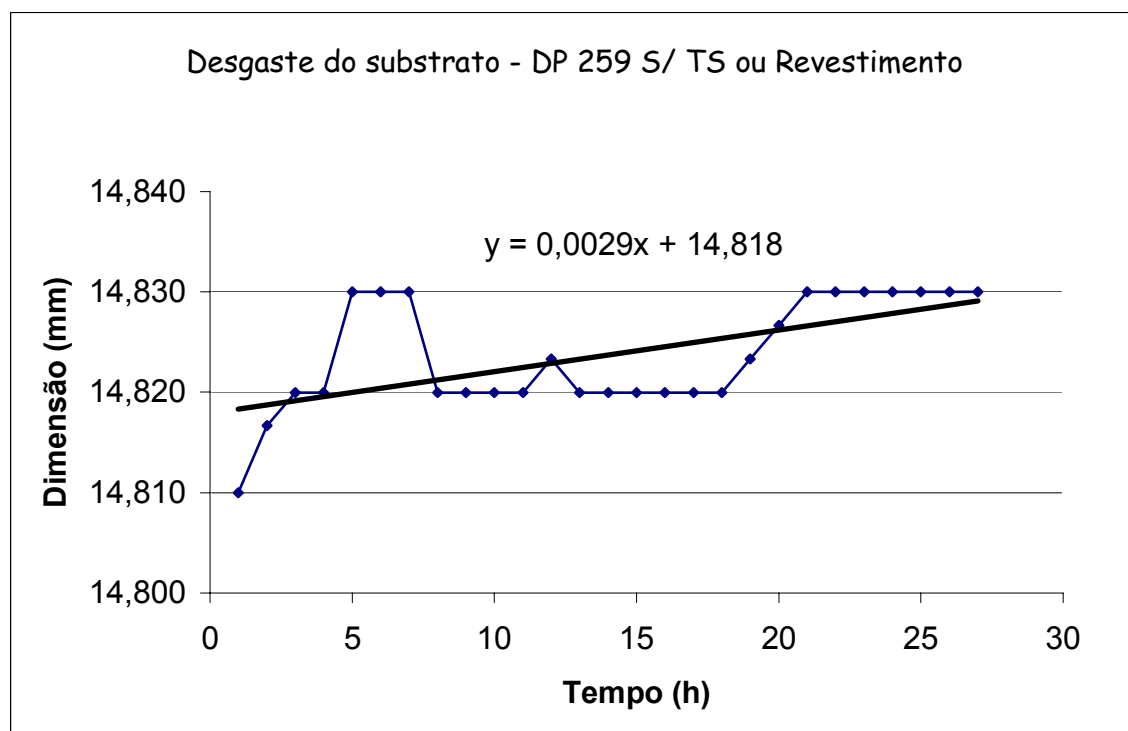


Figura 4.20 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 259 s/ TS ou Revestimento.

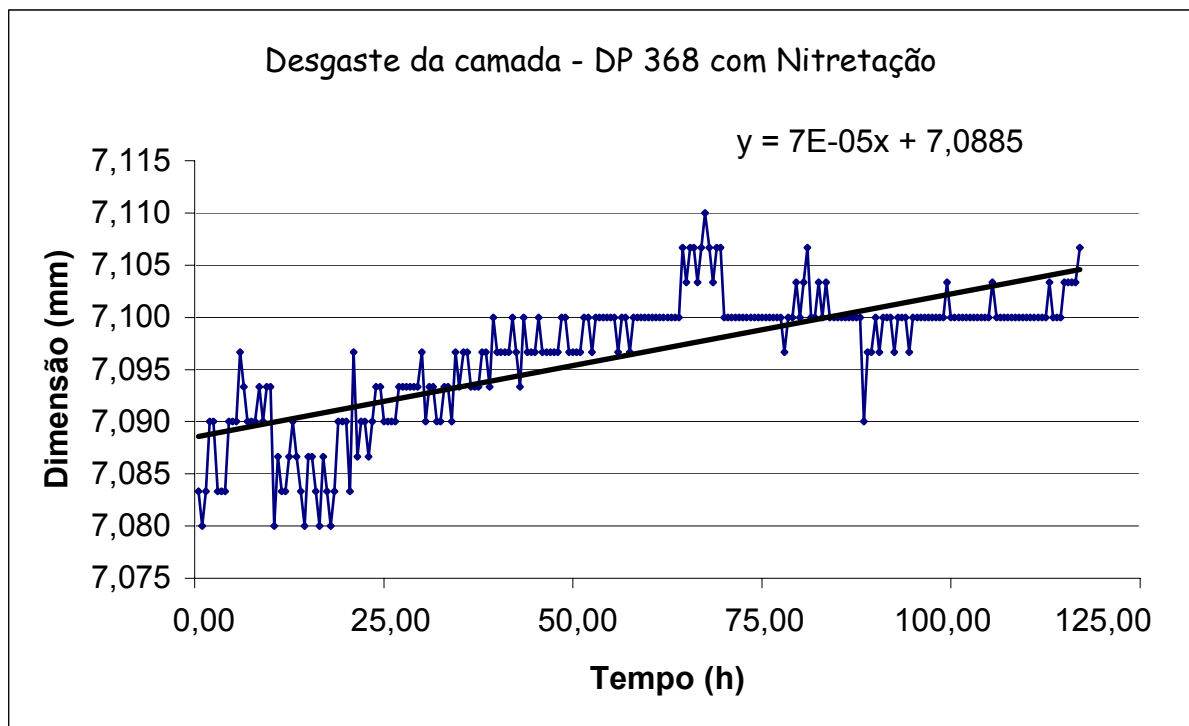


Figura 4.21 – Taxa de desgaste da camada nitretada da ferramenta 368.

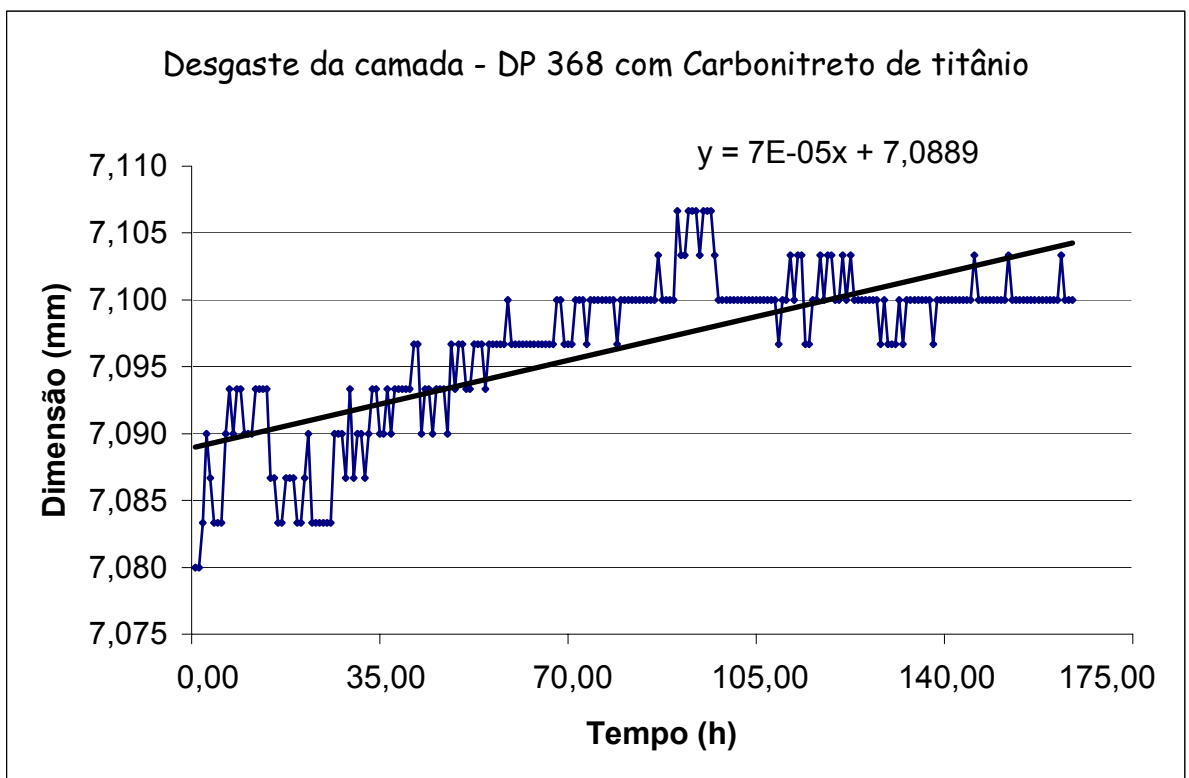


Figura 4.22 – Taxa de desgaste da camada de Carbonitreto de titânio da ferramenta 368.

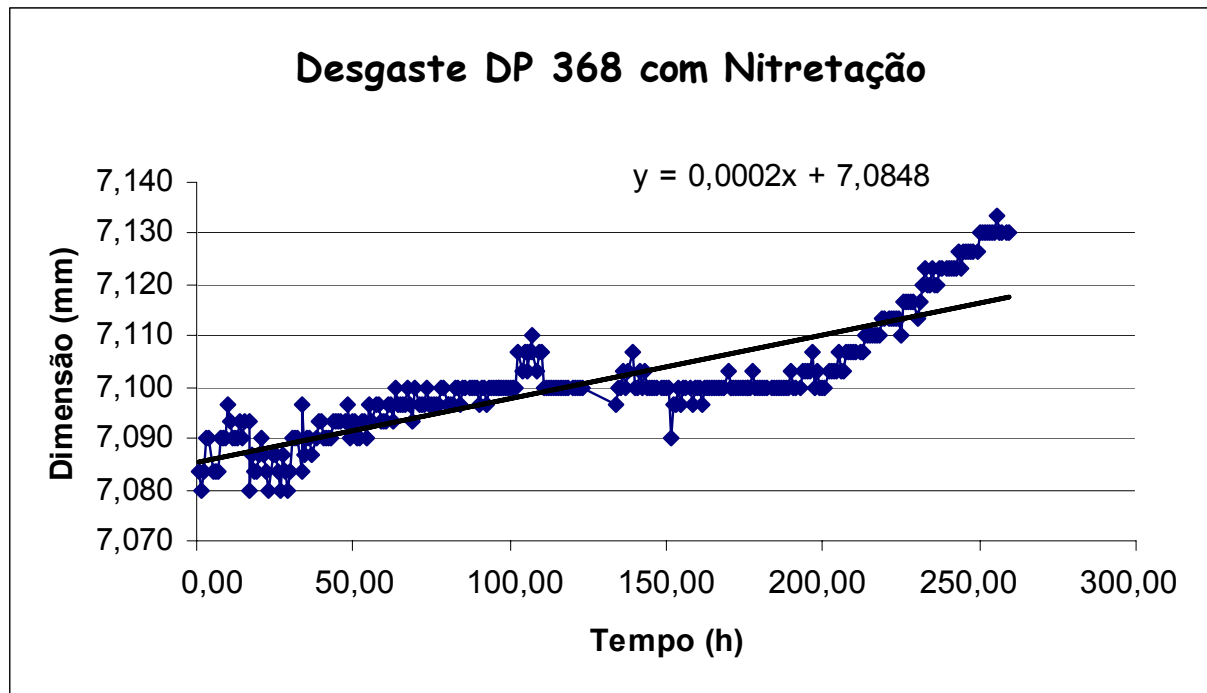


Figura 4.23 – Comportamento do desgaste da ferramenta 368 nitretada.

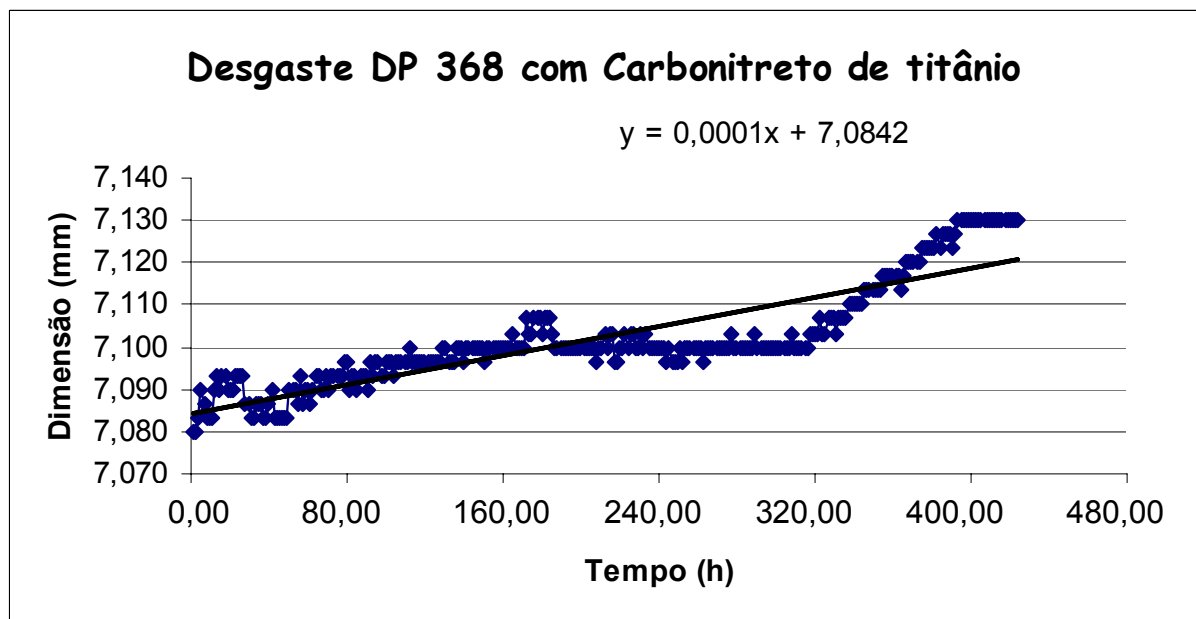


Figura 4.24 – Comportamento do desgaste da ferramenta 368 c/ Carbonitreto de Titânio.

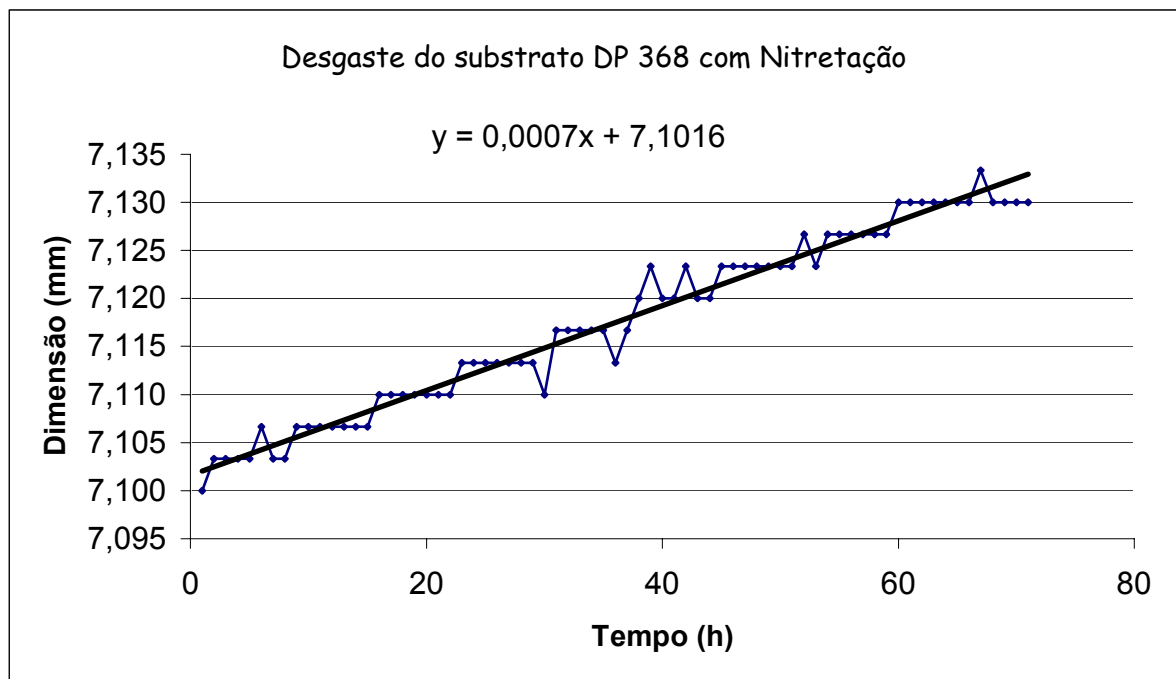


Figura 4.25 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 368 nitretada.

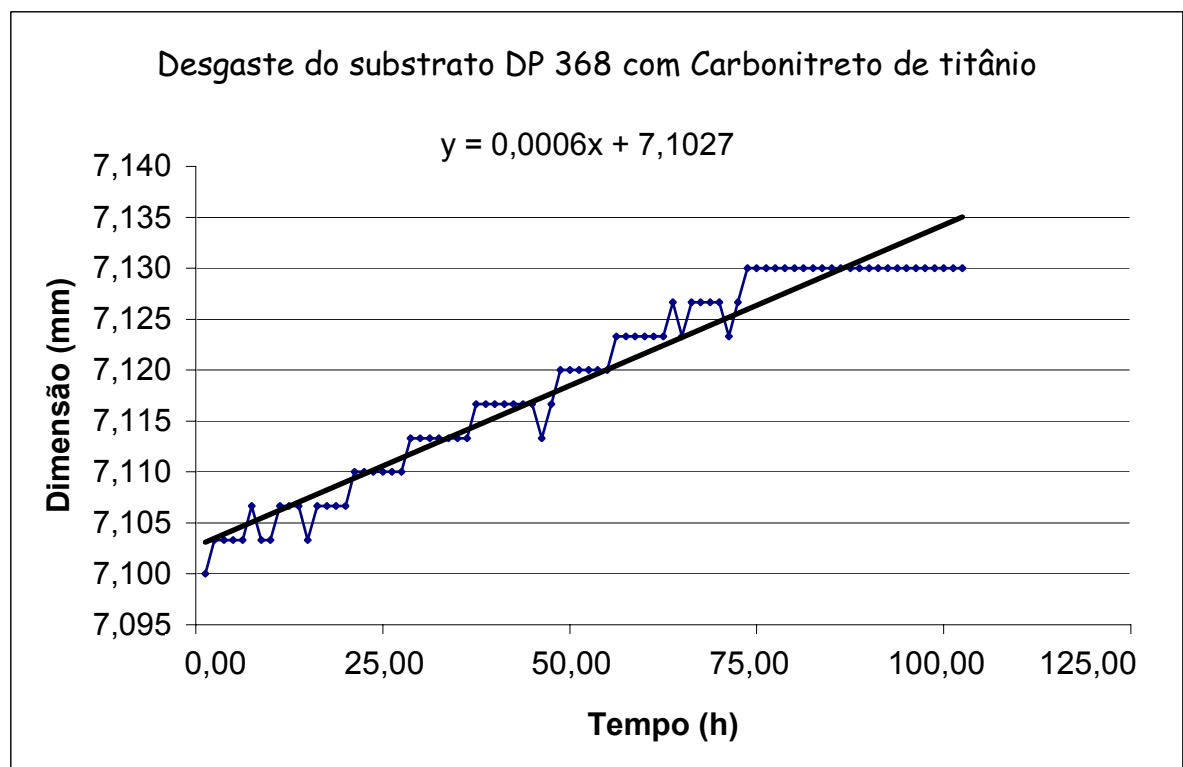


Figura 4.26 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 368 c/ Carbonitreto de Titânio.

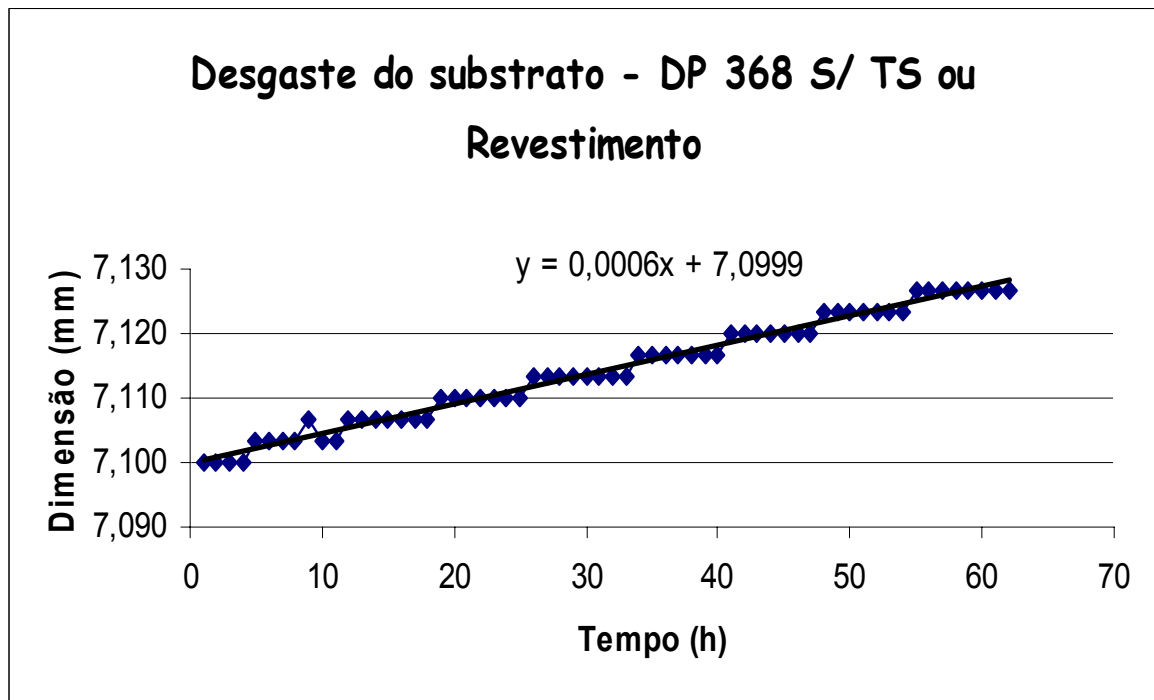


Figura 4.27 – Taxa de desgaste do substrato da ferramenta 368 s/ TS ou Revestimento.

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES

Este estudo avaliou o efeito do tratamento de nitretação a plasma e do revestimento de carbonitreto de titânio em ferramentas de conformação mecânica a frio de elementos especiais de fixação com o intuito de prolongar a vida útil destas ferramentas e minimizar a ação do desgaste abrasivo nas mesmas. Para avaliar este efeito foram realizados testes industriais, ensaios de desgaste laboratoriais, análises microestruturais, rugosidade e microdureza. As principais conclusões obtidas pelas análises realizadas são mostradas a seguir:

Os revestimentos com carbonitreto de titânio conferiram maior estabilidade de camada, obtendo uma maior resistência ao desgaste em comparação com o tratamento de nitretação a plasma.

O revestimento de carbonitreto de titânio adequa-se perfeitamente as ferramentas de conformação mecânica a frio, aumentando (com exceção da ferramenta 584) significativamente a vida das mesmas com relação às ferramentas sem tratamento ou revestimento e, até mesmo, com relação às ferramentas tratadas com nitretação por plasma.

Apesar da camada de nitretos ser bastante reduzida, o processo de nitretação por plasma mostrou ser viável no tratamento de ferramentas de conformação mecânica a frio. A vida das ferramentas nitretadas (com exceção da ferramenta 584) aumentou significativamente em relação às somente tratadas termicamente. No entanto, a vida das ferramentas apresentou valores menores com relação às ferramentas revestidas com carbonitreto de titânio. Esta diferença de vida entre as ferramentas tratadas por nitretação a plasma e as revestidas com carbonitreto de titânio poderá diminuir sensivelmente quando da utilização da utilização de camadas de nitretos acima de 100 μm .

Para a ferramenta 584 pode-se perceber um desempenho bastante diferente, onde a suposição inicial de que o tratamento ou revestimento pudesse reduzir a quebra por diminuir a rugosidade e por possíveis efeitos lubrificantes não se mostrou correto.

A maior vida das ferramentas tratadas ou revestidas pode ser atribuída a maior dureza das camadas, a menor rugosidade e ao menor número de paradas de máquina durante o processo e, conseqüentemente a menor quantidade de ajustes das ferramentas.

Nos ensaios de desgaste laboratoriais e testes industriais percebe-se que o carbonitreto de titânio aumenta significativamente a vida das ferramentas com relação às ferramentas nitretadas por plasma e as somente temperadas e revenidas.

Verificou-se que nos primeiros segundos do ensaio de desgaste a camada nitretada já estava quase que completamente desgastada, confirmando a menor resistência deste tratamento, para casos de camadas nitretadas com 15 μm (em geral utiliza-se camadas acima de 100 μm), com relação ao revestimento de carbonitreto de titânio.

No ensaio laboratorial do tipo C pode-se observar uma correlação qualitativa com os resultados industriais, podendo utilizá-los para avaliação, em laboratório, do desgaste industrial destes tipos de ferramentas.

A rugosidade das superfícies das ferramentas tratadas e revestidas é sensivelmente reduzida, facilitando a conformação do material e diminuindo o desgaste das ferramentas.

Através da análise das microestruturas pode-se perceber nitidamente a maior espessura de camada nas ferramentas nitretadas por plasma com relação às revestidas com carbonitreto de titânio. Além disso pode-se visualizar uma camada branca bastante reduzida para a nitretação. A camada branca reduzida teve por objetivo minimizar a fragilidade desta camada e eliminar a possibilidade de fratura.

Para a microdureza verifica-se valores superiores para as ferramentas com camadas revestidas, seguido pelas tratadas e por último pelas somente temperadas e revenidas. Além disso, percebe-se que a queda no perfil de microdureza ocorre exatamente na região de transição entre as camadas tratadas ou revestidas e o fim das mesmas.

Pode-se perceber que estes tratamentos e revestimentos são mais facilmente aplicados a punções, pois estes componentes não sofrem nenhum tipo de encarçamento sob pressão que possa variar as dimensões das ferramentas. Já para o caso das ferramentas (matrizes) utilizadas no presente estudo, o encarçamento pode resultar numa redução do diâmetro interno da ferramenta, necessitando de um polimento antes da utilização, podendo eliminar a camada aplicada.

SUGESTÕES

Pode-se sugerir como assuntos para futuros estudos os seguintes tópicos:

A aplicação de novas camadas de tratamento ou revestimento superficial após desgaste da primeira camada utilizada, para talvez, ampliar ainda mais a vida útil da ferramenta e reduzir o Custo x Benefício. No entanto, deve-se atentar ao comportamento das camadas subseqüentes com relação à adesão, além de novos mecanismos de desgaste que poderão vir a ocasionar lascamentos, como é o caso do desgaste por fadiga.

Além disso, pode-se ainda sugerir novos estudos com outros revestimentos com camadas duplas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALVES, J. P. – Avaliação eletroquímica de revestimentos inorgânicos depositados fisicamente sobre a liga Fé – 1,5% Mo sinterizada. UFSC, Florianópolis, 1996.
- ASME-REPORT: Strategy for Energy Conservation through Tribology. ASME Publication Dep., New York 1977.
- BARWELL, F.T.: Theories of wear and their significances for the engineering practice, in Treatise Mater. Sci. Technol. Vol.13, Scott, D., ed., Academic Press, New York 1979, pp. 2-83.
- BAS, J. A.; MOLINS, C. - Nitriding applied to P/M parts. Proc. Conf. PM '86 – *International Powder-Metallurgy Conference and Exhibition*, Düsseldorf, Germany, 7-11 July 1986. Freiburg: Verlag Schmid GmbH, Part 1, 1986, p. 365-368.
- BEAGLEY, T.M.: Severe wear of rolling/sliding contacts. *Wear*, 36 (1976) 317-335.
- BELL, T. et al. – “Modelling Plasma Nitriding”, *Advanced Metals & Materials*, vol. 152, n. 8, PP.: 40y-40bb, 1996.
- BELL, T. Surface treatment and coating of PM components. *Powder metallurgy*, vol. 34, n.4, p. 253-254, 1991.
- BELY, V.A., SVIRIDENOK, A.I., PETROKOVETS, M.I. and SAVKIN, V.G.: *Friction and Wear in Polymer-Based Materials*. Pergamon Press, Oxford 1982.
- BMFT-REPORT: Damit Rost and Verschleiß nicht Milliarden fressen. BMFT, Bonn 1984.
- BMFT-REPORT: Tribologie, Reibung-Verschleiß-Schmierung. BMFT-Forschungsbericht T76-38, Bonn 1984.
- BOCCHINI; MOLINARI, A.; TESI, B.; BACCI, T. - Ion nitriding of sintered steels – present situation and perspectives. *Metal Powder Report*, vol. 45, n. 11, p. 772-778, 1990.
- BORROFF, E.M. and WAKE, W.C.: Factors influencing the load required to strip rubber from fabric and foil surfaces. *Trans. Inst. Rubber Industry*, 25 (1949) 190-198.
- BOWDEN, F.P. and TABOR, D.: *The friction and lubrication of solids*, Part 2. Clarendon Press, Oxford 1964.
- BRESSAN, J.D.; HESSE, R.; SILVA, E.M. – *Wear Mechanisms of Electrical Steel Sheets, High Speed Steel and Hard Metal Pins Coated with TiAlN and TiCN*, 1999.
- BRINK, R. – “Revestimentos de Nitreto de Titânio Através do Processo P.V.D. e sua utilização em ferramentas”, Balzers, Liechtenstein, Apostila Brasimet, 1998.
- BUCKLEY, D.H.: *Friction, wear and lubrication in vacuum*. NASA SP-277 LC-72-174581, Washington 1971.

- BUCKLEY, D.H.: Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear and Lubrication. Elsevier, Amsterdam 1981.
- BUCLEY, D.H. and BRAINARD, W.A.: The atomic nature of polymer-metal interactions in adhesion, friction and wear, in *ibid.*, pp. 315-328, 198_?.
- BUECHE, F., CASHIN, W.M. and DEBYE, P: The measurement of self-diffusion in solid polymers. *J. Chem. Phys.*, 20 (1952) 1956-1958.
- BURWELL, J.T. and STRANG, C.D.: On the empirical law of adhesive wear. *J. Appl. Phys.*, 23 (1952) 18-28.
- BUSH, J.T., Grube, W.L. and Robinson, G.H.: Microstructural and residual stress changes in hardened steel due to rolling contact. *Trans. ASM*, 54 (1961) 390-412.
- COSTA, H. B. Microestrutura e comportamento mecânica de ligas ferrosas sinterizadas nitretadas por plasma: um estudo experimental. Florianópolis, 1998. Tese. (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.
- CZICHOS, H. and MOLGAARD, J.: Towards a general theory of tribology systems. *Wear*, 44 (1977) 247-264.
- CZICHOS, H.: Review on wear research activities in the F.R.G.. *Wear* 100 (1984) 579-589.
- CZICHOS, H.: System approach to wear problems, in *Wear Contrl Handbook*. Peterson, M.B. and Winer, W.O., Eds., ASME, New York 1980, pp. 17-34.
- CZICHOS, H.: The mechanisms of the metallic adhesion bond. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 5 (1972) 1890-1897.
- CZICHOS, H.: The principles of system analysis and their application to tribology. *ASLE Trans.*, 17 (1974) 300-305.
- CZICHOS, H.: Über den Zusammenhang zwischen Adhäsion und Elektronenstruktur von Metallen bei der Rollreibung im elastischen Bereich. *Z. Angew. Phys.*, 27 (1969) 40-46.
- CZICHOS, H.: *Tribology – A Systems Approach to the Science and Technology of Friction, Lubrication and Wear*. Elsevier Amsterdam 1978.
- DE GEE, A.W.J.: The friction oh gold-silver alloys against steel. *Wear*, 8 (1965) 121-132.
- DERJAGUIN, B.V. and SMILGA, V.P.: Eletronic theory of adhesion. *J. Appl. Phys.*, 38 (1967) 4609-4616.
- DERJAGUIN, B.V. and SMILGA, V: Eletronic theory of adhesion, in *adhesion, Fundamental and Practice*. McLaren and Son, London 1969, pp.152-163.
- DIN 50320: Verschleiß - Begriffe, Analyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes. Beuth Verlag, Berlin 1979.
- DOWSON, D.: *History of tribology*. Longman, London 1979.

- EDENHOFER, B. – “Physical and Metallurgical Aspects Ionitriding”, Heat Treatment of Metals, Vol. 1, Parte 1, pp.: 23-28, 1974.
- EDWARDS, K. L. Linking materials and design: An assessment of purpose and progress. Elsevier Science Ltda. Materials and design v.23, p. 255-264, 2002.
- ESPER, F. J.; LEUZE, G.; SONSINO, C. M. - Characteristic properties of powder-metallurgical materials relevant to fatigue design. *Powder Metallurgy International*, vol. 13, n. 4, p. 203-208, 1981.
- EVANS, J.R.G. and PACKHAM, D.E.: Adhesion of polyethylene to metals: the role of surface topography. *J. Adhesion*, 10 (1979) 177-191.
- EYRE, T.S. and BAXTER, A.: The formation of white layers at rubbing surfaces, in Source Book on Wear Control Technology. Rigney, D.A. and Glaeser, W.A., eds., ASM, Ohio 1978, pp. 142-146.
- FELLER, H.G. und Matschat, E.: Verschleißuntersuchungen mit der Mikrosonde. *Prakt. Metallogr.*, 8 (1971) 335-344.
- FERRANTE, J. and SMITH, J.R.: A theory of adhesion at a bimettalic interface: overlap effects. *Surf. Sci.*, 38 (1973) 77-92.
- FLEISCHER, G.: Systembetrachtungen zur Tribologie. *Wiss.Z.Tech.Hoch.Magdeburg*, 14 (1970) 415-420.
- FLEMING, J.R. and SUH, N.p.: Mechanical of crack propagation in delamination wear. *Wear*, 44 (1977) 39-56.
- FLOM, D.G. and PORILE, N.T.:Effect of temperature and high speed sliding on the friction of teflon on Teflon. *Nature*, 175 (1955) 682.
- FONTANA, L.C. Estudo da deposição de filmes de Ti e TiN e desenvolvimento de sistema modificado triodo-magnetron-sputtering. Florianópolis, 1997. Tese. (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.
- FREY, H., FREY, E. und FELLER, H.G.: Der Einfluß einiger physikalish – chemischer Eigenschaften auf das tribologische Verhalten metallischer Werkstoffe.*Z.Metallkde.*, 67 (1976) 177-185.
- FRISCH, B.: Adhesive wear, in Metallurgical Aspects of Wear. Hornbogen, E. and Zum Gahr, K. H., eds., DGM Verlag, Oberursel 1981, pp. 51-72.
- FUJITA, K. And YOSHIDA, A.: Surface fatigue failure of nitride-hardened aluminium-chromium-molybdenum steel rollers under pure rolling and sliding-rolling contacts. *Wear*, 53 (1979) 61-68.

- GANE, N., PFAELZER, P.F. and Tabor, D.: Adhesion between clean surfaces at light loads. Proc. R. Soc., London, A 340 (1974) 495-517.
- GODFREY, D.: Diagnosis of wear mechanisms, in Wear Control Handbook. Peterson, M.B. and Winer, W.O., eds., ASME, New York 1980, pp. 283-311.
- GOODZEIT, C.L., HUNNICUTT, R.P. and ROACH, A. E.: Frictional characteristics and surface damage of thirty-nine different elemental metals in sliding contact with iron. Trans. ASME, 78 (1956) 1669-1676.
- HABIG, K.H.: Der Einfluß der gegenseitigen Löslichkeit von Metallen auf einige ihrer tribologischen Eigenschaften. Metalloberfläche, 24 (1970) 375-379.
- HARTWECK, W. and GRABKE, H. J.: Effect of absorbed atoms on the adhesion of iron surfaces. Surf. Sci., 89 (1979) 174-181.
- HOMBECK, F.; BELL, T. - Environmentally harmless plasma thermochemical processes. Surface Engineering, vol 7, n. 1, p. 45-52, 1991.
- HOUWINK, R. and SALOMON, G., eds.: Adhesion and Adhesives. Vol.1 and 2. Elsevier, Amsterdam 1965.
- HURRICKS, P.L.: The fretting wear of mild steel from 200° C to 500° C. Wear, 30 (1974) 189-212.
- JAHANMIR, S: On the wear mechanisms and the wear equations, in Fundamentals of Tribology. Suh, N. P. and Saka, N., eds., MIT Press, Cambridge 1980, pp. 455-467.
- JONES, C.K. et al. – “Ion Nitriding”, Heat Treatment’73, Proc. Conf., London, 12-13 December, Ed. The Metals Society, pp.: 71-77, 1973.
- JOST, H. P. and SCHOFIELD, J.: Energy saving through tribology: a techno-economic study. James Clayton Lecture. Proc., Inst. Mech. Eng., London, 195 (1981) No 16.
- JOST, H. P.: Lubrication (Tribology) – A Report of the Present Position and Industry’s Needs. Dep. Of Education and Science, H. M. Stationary Office, London 1966.
- JOST, H. P.: The economic importance of tribology in the conservation of energy, in Tribology Vol.1, Bunk W.u.a., Hrsg., Springer Verlag, Berlin 1981, S.9-38.
- KALPAKJIAN, S.: Manufacturing engineering and technology – Tribology: Friction, Wear and Lubrication. Addison-Wesley publishing company, Illinois Institute of Technology, 1995, p. 969-989.
- KEER, L.M. and BRYANT, M.D.: A pitting model for rolling contact fatigue. ASME Paper 82-Lub. 10, 1982.
- KELLER, D.V.: Adhesion between solid metals. Wear, 6 (1963) 353-365.
- KINLOCH, A.J.: The science of adhesion. J. Mater. Sci., 15 (1980) 2141-2166.

- KLOOS, K.H. and BROSZEIT, E.: Grundsätzliche Betrachtungen zur Oberflächen-Ermüdung. *Z. Werkstofftech.*, 7 (1976) 85-96.
- KOVACS, W.; RUSSELL, W. - An introduction to ion nitriding: What is it? Why is it used? Where is it used? In: SPALVINS, Talivaldis (Ed.). *Proc. Int. Conf. Ion Nitriding*, Cleveland, USA, 15-17 September 1986, ASM International, 1987, p. 9-17.
- LADHEER, D., DACKUS, A.J.G. and KLOSTERMANN, J.A.: Fundamental aspects and technological implications of the solubility concept for prediction of running properties. DGM – Hauptversammlung, Berlin 1980
- LUDEMA, K.C.: Selecting material for wear resistance, in wear of materials 1981. Rhee, S.K. et al., eds., ASME, New York 1981, pp. 1-6.
- MARTIN, J.A., BORGESE, S.F. and EBERHARDT, A.D.: Microstructural alterations of rolling bearing steel undergoing cyclic stressing. *Trans. ASME, J. Basic Eng.*, 59 (1966) 555-567.
- MCCLINTOCK, F.A.: Plastic flow around a crack under friction and combined stress, in fracture 1977, Taplin, D.M.R., ed., University of Waterloo Press, Waterloo 1977, Vol. 4, pp. 49-64.
- MICHEL, H. – Nitration de surfaces métalliques. In: *Intéractions Plasmas Froids – Matériaux Journées d'Etudes "Oleron 87"*, 21-25 Septembre 1987. Les Ulis Cedex, France: Les Editions de Physique, 1987, p. 465-486.
- MOLGAARD, J.: The dry wear of metals as a process in an open system. *Wear*, 32 (1975) 353-362.
- MOORE, M.A.: Abrasive wear, in treatise Mater. Sci. Technol., Vol. 13, Scott, D., ed., Academic Press, New York 1979, pp. 217-257.
- MULHEARN, T.O. and SAMUELS, L.E.: The abrasion of metals: a model of the process. *Wear*, 5 (1962) 478-498.
- MURRAY, M.J., MUTTON, P.J. and WATSON, J.D.: Abrasive wear mechanisms in steels, in Wear of Materials 1979, K.C. Ludema et al., eds., ASME, New York 1979, pp. 257-265.
- O'BRIEN, J.L. and KING, A.H.: Electron microscopy of stress-induced structural alterations near inclusions in bearing steel. *Trans. ASME, J. Basic Eng.*, 59 (1966) 568-572.
- OLIVEIRA, S.D., Pinedo, C.E., Tschiptschin, A.P.- "Plasma", *Revista Metal Mecânica*, N.42, pp.: 78-80, 2002.
- ODAR, J.: Metal surfaces: structure and initial stages of activity. *Intern. Metals Rev.*, 2 (1978) 51-73.
- PACKHAM, D.E., BRIGHT, K. and MALPASS, B.W.: Mechanical factors in the adhesion of polyethylene to aluminum. *J. Appl. Polym. Sci.*, 18 (1974) 3237-3247.

- PETERSON, M.B.: Classification of wear processes, in *Wear Control Handbook*. Peterson, M.B. and Winer, W.O., eds., ASME, New York 1980, pp. 9-15.
- PINEDO, C.E. – “Nitretação por Plasma” *Anais do I Seminário Internacional de Engenharia de Superfície*, Ed. Núcleo de Pesquisas Tecnológicas da Universidade de Mogi das Cruzes, pp.: 13-26, 1995.
- REMBGES. - Nitration et nitrocarburation au plasma. *Traitement Thermique*, n. 253, p. 77-84, 1992.
- RICE, S.L.: A review of wear mechanisms and related topics, in *ibid.*, pp. 469-476, 199_?.
- ROACH, A.E., GOODZEIT, C.L. and HUNNICUTT, R.P.: Scoring characteristics of thirty-eight different elemental metals in high-speed sliding contact with steel. *Trans. ASME*, 78 (1956) 1659-1667.
- ROSSINI, M.A.A. Resistência a abrasão de vidrados utilizados para revestimento de pisos cerâmicos. Florianópolis, 1992. Dissertação. (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.
- ROWSON, D.M. and WU, Y.L.: The sequential observation of the pitting process in discs. *Wear*, 70 (1981) 383-393.
- SAKURAI, T.: Recent research on tribology in Japan. *Wear*, 100 (1984) 543-560.
- SALOMON, G.: Application of systems thinking to tribology. *ASLE Trans.*, 17 (1974) 295-299.
- SASADA, T.: Wear research in Japan: trends and futures directions. *Wear*, 100 (1984) 561-577.
- SCHLICHT, H.: Über die Entstehung von White Etching Areas (WEA) in Wälzelementen. *HTM*, 28 (1973) 112-120.
- SCHNATBAUM, F. - Materials selection and process control for plasma –diffusion treatment of PM materials. In: SPALVINS, Talivaldis & KOVACS, W. (Eds.). *Proc. Of ASM's 2nd International Conference on Ion Nitriding/Carburizing*, Cincinnati, Ohio, USA, 18-20 Sept. 1989. Materials Park, Ohio: ASM International, 1990, p. 81-89.
- SEDRIKS, A.J. and MULHEARN, T.O.: Mechanics of cutting and rubbing in simulated, abrasive processes. *Wear*, 6 (1963) 457-466.
- SEDRIKS, A.J. and MULHEARN, T.O.: The effect of work-hardening on the mechanics of cutting in simulated abrasive processes. *Wear*, 7 (1964) 451-459.
- SERGEANT, L.B. Jr.: On the fundamental nature of metal-metal adhesion. *ASLE Trans.*, 21 (1978) 285-290.
- SIKORSKI, M.E.: The adhesion of metals and factors that influence it. *Wear*, 7 (1964) 114-162.

- STRÄMKE, S. & DRESSLER, S. – “Plasma Nitriding Using Pulsation – a Surface Treatment Without Pollution”, *Industrial Heating*, September, pp.: 18-20, 1985.
- STROUD, M.F. and WILMAN, H.: The proportion of the groove volume removed as wear in abrasion of metals. *Brit. J.Appl. Phys.*, 13 (1962) 173-178.
- SUH, N.P.: The delamination theory of wear. *Wear*, 25 (1973) 111-124.
- UETZ, H. und FÖHL, J.: Gleitverschleißuntersuchungen an Metallen und nichtmetallischen Hartstoffen unter Wirkung Körniger Stoffe. *Braunkohle, Wärme und Energie*, 21 (1969) 10-18.
- UETZ, H. Und NOUNOU, M.R.: Gleitreibungsuntersuchungen über Reibmartensitbildung in Zusammenhang mit Grenzschichttemperatur und Verschleiß bei Weicheisen und Stahl C45. *Z. Werkstofftech.*, 3 (1972) 64-68.
- VASENIN, R.M.: Problems in the diffusion theory of adhesion of polymers, in *adhesion, Fundamentals and Practice*. McLaren and Son, London 1969, pp. 29-36.
- VIJH, A.K.: The influence of metal-metal bond energies on the adhesion, hardness, friction and wear of metals. *J. Mater. Sci.*, 10 (1975) 998-1004.
- VOYUTSKII, S.S.: *Autohesion and Adhesion of High Polymers*. John Wiley, New York 1963.
- WAHL, H.: Verschleißprobleme im Braunkohlenbergbau. *Braunkohle, Wärme und Energie*, 5/6 (1951) 75-87.
- WAKE, W.C.: *Adhesion and Formulation of Adhesives*. Applied Science Publ., London 1976.
- WATERHOUSE, R.B.: Fretting in hostile environments. *Wear*, 34 (1975) 301-309.
- WAY, S.: Pitting due to rolling contact. *J. Appl. Mech.*, 2 (1935) A49-A58.
- WELLINGER, K. und UETZ, H.: Gleitverschleiß, Spülverschleiß, Strahlverschleiß unter der Wirkung von körnigen Stoffen. *VDI-Forschungsheft 449B*, Bd.21, 1955.
- WIDNER, R.L. and WOLFE, J.O.: Valuable results from bearing damage analysis, in *Source Book on Wear Control Technology*. D.A.Rigney and W.A.Glaeser, eds., ASM, Ohio 1978, pp. 193-200.
- ZEILMANN, R.P. *Análise do comportamento de ferramentas de metal duro K10 revestidas com nitreto de titânio pelo processo físico da deposição por vapor no ensaio de torneamento*. Florianópolis, 1997. Dissertação. (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina.
- ZUM-GAHR, K-H.: *Microstructure and Wear of Materials*. Tribology Series, 10. Elsevier (1987) 1-6.